



# ВЕСТНИК

ЮЖНО-УРАЛЬСКОГО № 36 (169)  
ГОСУДАРСТВЕННОГО  
УНИВЕРСИТЕТА 2009

ISSN 1990-8482

СЕРИЯ

«МЕТАЛЛУРГИЯ»

Выпуск 13

Учредитель – ГОУ ВПО «Южно-Уральский государственный университет»

**Редакционная коллегия серии:**

д.т.н., профессор **Г.Г. Михайлов**  
(отв. редактор);

к.ф.-м.н., доцент **К.Ю. Окишев**  
(отв. секретарь);

д.т.н., профессор **В.Г. Дукмасов;**

д.т.н., профессор **Ю.Д. Корягин;**

д.т.н., профессор **Б.А. Кулаков;**

д.т.н., профессор **В.Е. Рошин;**

д.х.н., профессор **В.А. Смолко.**

Серия основана в 2001 году.

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-29562  
выдано 13 декабря 2006 г. Федеральной службой по  
надзору законодательства в сфере массовых комму-  
никаций и охране культурного наследия.

Журнал включен в Реферативный журнал и Базы  
данных ВИНИТИ. Сведения о журнале ежегодно  
публикуются в международной справочной системе  
по периодическим и продолжающимся изданиям  
«Ulrich's Periodicals Directory».

Решением Высшей аттестационной комиссии  
Министерства образования и науки Российской Фе-  
дерации журнал включен в «Перечень ведущих ре-  
цензируемых научных журналов и изданий, в кото-  
рых должны быть опубликованы основные научные  
результаты диссертации на соискание ученой степени  
доктора и кандидата наук».

Подписной индекс Вестника ЮУрГУ, серия  
«Металлургия» 29562, объединенный каталог «Пресса  
России».

Периодичность выхода – 2 номера в год.

## СОДЕРЖАНИЕ

ЛЕОНОВИЧ Б.И. Термодинамический анализ и фазовые равновесия в системе железо–хром–углерод .....	4
ТРОФИМОВ Е.А., МИХАЙЛОВ Г.Г., ЖИХАРЕВ В.М. Термодинамическое описание системы $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ .....	13
ТРОФИМОВ Е.А., МИХАЙЛОВ Г.Г. Термодинамический анализ процессов взаимодействия в системе $\text{Cu}-\text{S}-\text{O}$ в условиях существования медного расплава .....	16
МИХАЙЛОВ Г.Г., АНТОНЕНКО В.И., ЖИХАРЕВ В.М. Термодинамический анализ влияния состава шлака, содержащего плавиковый шпат, на состав углеродистого феррохрома, полученного при проведении опытных плавок в руднотермической печи РКЗ-2ФС-Н1 .....	20
АНИКЕЕВ А.Н., БИГЕЕВ А.В., ГОРДЕЕВ Е.Н., ЧУМАНОВ В.И., ЧУМАНОВ И.В. О возможности введения твёрдых тугоплавких частиц при получении трубной заготовки методом центробежного литья .....	24
ПЯТЫГИН Д.А., ПОРСЕВ М.А., СУРОВ А.Н., ЧУМАНОВ И.В. Параметрическая идентификация математической модели ЭШП .....	28
ВОРОНА Е.А., ПОТАПОВ В.И., СУРОВ А.Н., ЧУМАНОВ И.В. Теплофизический расчет взаимодействия металлизированных окатышей и жидкой лигатуры при получении цельнолитой заготовки для ЭШП .....	31
ШАШКИН В.Ю. Течение теплоносителя в насадке с горизонтальными проходами доменного воздухонагревателя .....	34
ШВЕЦОВ В.И., КУЛАКОВ Б.А., КОЖЕВНИКОВ А.Ю. Улучшение технологических параметров питания и качества отливок .....	37
СМИРНОВ М.А., ПЫШМИНЦЕВ И.Ю., БОРЯКОВА А.Н., ДЕМЕНТЬЕВА Н.В., КРАЙНОВ В.И. Влияние горячей пластической деформации на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой .....	41
МИРЗАЕВ Д.А., ОКИШЕВ К.Ю., СОЗЫКИНА А.С., МИРЗОЕВ А.А. Ближнее упорядочение в твёрдых растворах железо–марганец–углерод .....	46
КОРЯГИН Ю.Д., ШАБУРОВА Н.А. Комбинированная обработка литейных алюминиевых сплавов в жидком и твердом состоянии .....	51
ЧУРБАНОВ В.И., ВЫДРИН А.В. Моделирование напряженного состояния в мгновенном очаге деформации при прокатке труб на станах ХПТ .....	56
СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ .....	59

## CONTENTS

LEONOVITCH B.I. Thermodynamic analysis and phase equilibria in iron–chromium–carbon system .....	4
TROFIMOV E.A., MIKHAILOV G.G., ZHIKHAREV V.M. Thermodynamic analysis of the $\text{Cu}_2\text{O}$ – $\text{SiO}_2$ system .....	13
TROFIMOV E.A., MIKHAILOV G.G. Thermodynamic analysis of the processes of the interaction in the Cu–S–O system in the condition of copper melt existence .....	16
MIKHAILOV G.G., ANTONENKO V.I., ZHIKHAREV V.M. Thermodynamic analysis of the influence of fluorite-containing slag composition on the composition of carbon-containing iron-chromium melts under conditions of melting in arc furnace PK3-2ΦC-H1 .....	20
ANIKEEV A.N., BIGEEV A.V., GORDEEV E.N., CHUMANOV V.I., CHUMANOV I.V. On possibility to inject solid refractory particles while forming a tubing stock with the method of centrifugal casting .....	24
PYATEEGIN D.A., PORSEV M.A., SUROV A.N., CHUMANOV I.V. Parametrical identification of mathematical model of ESR .....	28
VORONA E.A., POTAPOV V.I., SUROV A.N., CHUMANOV I.V. Thermo-physical calculation of the interaction of iron-rich pellets and liquid ligature when producing the unit cast blank for ESR process .....	31
SHASHKIN V.Yu. Heat carrier flow in a checker with horizontal passages of an air heater .....	34
SHVETSOV V.I., KULAKOV B.A., KOZHEVNIKOV A.Yu. Improvement of technological parameters of risering and quality of castings .....	37
SMIRNOV M.A., PYSHMINTSEV I.Yu., BORYAKOVA A.N., DEMENTYEVA N.V., KRAYNOV V.I. Influence of the plastic deformation on properties of low-carbon HSLA steel with ferrite-bainite structure .....	41
MIRZAYEV D.A., OKISHEV K.Yu., SOZYKINA A.S., MIRZOEV A.A. Short-range ordering in iron–manganese–carbon solid solutions .....	46
KORYAGIN Yu.D., SHABUROVA N.A. Multifunction processing of casting aluminum alloys in liquid and solid state .....	51
CHURBANOV V.I., VYDRIN A.V. Modeling the stressed state in the instant deformation zone during rolling pipes on cold rolling mills .....	56
INFORMATION ABOUT THE AUTHORS .....	59

# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ И ФАЗОВЫЕ РАВНОВЕСИЯ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО–ХРОМ–УГЛЕРОД

*Б.И. Леонович*

## THERMODYNAMIC ANALYSIS AND PHASE EQUILIBRIA IN IRON–CHROMIUM–CARBON SYSTEM

*B.I. Leonovitch*

С использованием подрешеточной модели проведен термодинамический анализ трехкомпонентной системы железо–хром–углерод. Результаты расчета фазовых равновесий представлены в виде изотермических сечений и фазовых диаграмм. Приведена схема фазовых превращений в этой системе в сопоставлении с бинарными системами.

Рассчитаны и построены политермические разрезы с постоянным значением концентрации хрома в сплаве.

*Ключевые слова:* термодинамическая модель, фазовая диаграмма, система железо–хром–углерод.

The thermodynamic analysis of three component system Fe–Cr–C was carried out with the use of sublattice model. The results of calculation of phase equilibria are represented by isothermal sections and phase diagrams. The scheme of phase transmutations in this system is shown with the comparison of binary systems.

Polythermic sections with the constant chromium concentration in the alloy are calculated and plotted.

*Keywords:* sublattice model, phase diagrams, iron–chromium–carbon system.

При термодинамическом анализе фазовых равновесий в трехкомпонентной системе Fe–Cr–C, необходимо знать свойства веществ, образующихся в двухкомпонентных системах железо–хром, железо–углерод и хром–углерод.

Термодинамический анализ системы железо–хром проведен в исследованиях [1, 2]. Установлено соответствие расчета и экспериментально определенного минимума линии ликвидуса при концентрации хрома ~17 мол. % и температуре 1516 °С. Хром стабилизирует о.ц.к. модификацию железа и образует с  $\alpha$ -железом непрерывный ряд твердых растворов. Область твердых растворов хрома в г.ц.к. модификации железа сравнительно узкая и простирается до концентрации хрома ~14 % (мол.). Хром снижает температуру полиморфного  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  превращения железа с 910 °С до ~850 °С при содержании хрома ~8,0 % (мол.) (рис. 1, а). При температуре ниже ~1100 К возможно образование упорядоченной сигма-фазы ( $\sigma$ ).

В системе железо–углерод в зависимости от температуры и концентрации углерода стабильными являются следующие фазы: феррит ( $\alpha$ ,  $\delta$ ), аустенит ( $\gamma$ ), жидкий расплав (Ж). Термодинамический расчет диаграммы состояния Fe–C выполнен в ряде исследований [3–5]. Диаграмма состояния этой системы представлена на рис. 1, б.

При взаимодействии хрома и углерода воз-

можно образование карбидов различного состава и структурного типа  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  и  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . Диаграмма состояния системы хром–углерод (рис. 1, в) рассчитана по термодинамическим данным, приведенным в работе [6]. Из вида этой диаграммы следует, что в системе имеют место два эвтектических и два перитектических превращения, приводящих к выделению из жидкого расплава тугоплавких карбидов хрома различного состава.

Система железо–хром–углерод была предметом многочисленных экспериментальных и теоретических исследований [7–9]. Установлено, что в этой системе образуются трехкомпонентный жидкий раствор и тройные твердые растворы внедрения структуры о.ц.к. (феррит) и г.ц.к. (аустенит). Взаимодействие компонентов растворов приводит к образованию карбидов хрома и железа состава  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ , где М = Fe, Cr – компоненты металлической подрешетки.

*Жидкий расплав.* Молярная энергия Гиббса гомогенного трехкомпонентного сплава задается уравнением

$$G_m = x_{\text{Cr}} G_{\text{Cr}}^0 + x_{\text{Fe}} G_{\text{Fe}}^0 + x_{\text{C}} G_{\text{C}}^0 + RT(x_{\text{Cr}} \ln x_{\text{Cr}} + x_{\text{Fe}} \ln x_{\text{Fe}} + x_{\text{C}} \ln x_{\text{C}}) + x_{\text{Cr}} x_{\text{Fe}} L_{\text{Cr,Fe}} + x_{\text{C}} x_{\text{Cr}} L_{\text{C,Cr}} + x_{\text{C}} x_{\text{Fe}} L_{\text{C,Fe}} + x_{\text{C}} x_{\text{Cr}} x_{\text{Fe}} (x_{\text{C}} L_{\text{C,Cr,Fe}}^{\text{C}} + x_{\text{Cr}} L_{\text{C,Cr,Fe}}^{\text{Cr}} + x_{\text{Fe}} L_{\text{C,Cr,Fe}}^{\text{Fe}}), \quad (1)$$

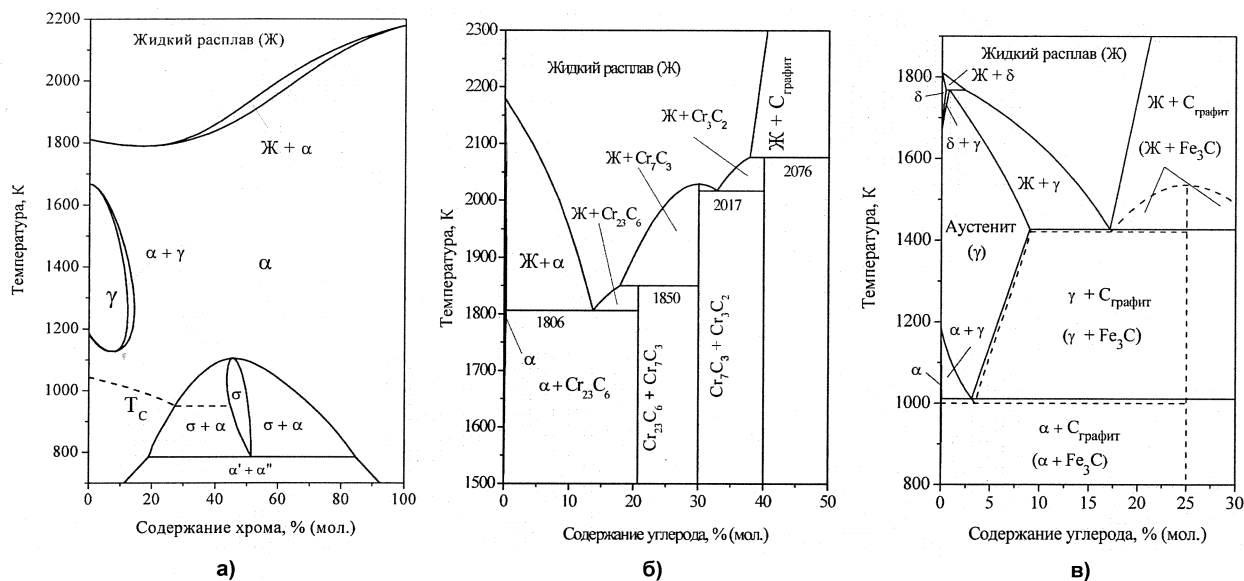


Рис. 1. Диаграммы состояния двухкомпонентных систем: Fe-Cr (а), Cr-C (б), Fe-C (в)

где  $x_i$  – молярные доли компонентов раствора;  $L_{ij}$  – температурно-зависимые параметры модели, значения которых выражаются полиномами Редлиха–Кистера:

$$L_{ij} = L_{ij}^0 + L_{ij}^1(x_i - x_j) + L_{ij}^2(x_i - x_j)^2. \quad (2)$$

Парциальные молярные энергии Гиббса (химические потенциалы) могут быть вычислены по уравнению [10, 11]

$$\bar{G}_i = \mu_i = G_m + \sum_{j=2}^3 (\delta_{ij} - x_j) \left( \frac{\partial G_m}{\partial x_j} \right)_{x_k}, \quad (3)$$

где  $\delta_{ij}$  – символ Кронекера ( $\delta_{ij} = 0$  при  $i \neq j$  и  $\delta_{ij} = 1$  при  $i = j$ ).

Значения параметров модели приведены в таблице.

О.ц.к. и г.ц.к. – твердые растворы внедрения. В таких растворах металлические вещества (железо и хром) образуют подрешетку замещения, а углерод и вакансии (V) – подрешетку внедрения. Тогда такой твердый раствор внедрения можно представить общей формулой  $(Cr,Fe)_a(C,V)_c$ . В случае г.ц.к.-фазы  $a = c = 1$ , для о.ц.к.-фазы  $a = 1$  и  $c = 3$ . Образование такого раствора можно также представить смешением гипотетических соединений  $Cr_aC_c$ ,  $Cr_aV_c$ ,  $Fe_aC_c$  и  $Fe_aV_c$ , тогда молярная энергия Гиббса такого «четырёхкомпонентного» раствора может быть задана уравнением

$$G_m = y_{Cr}y_V G_{Cr,V}^0 + y_{Cr}y_C G_{Cr,C}^0 + y_{Fe}y_V G_{Fe,V}^0 + y_{Fe}y_C G_{Fe,C}^0 + RT[a(y_{Cr} \ln y_{Cr} + y_{Fe} \ln y_{Fe}) + c(y_C \ln y_C + y_V \ln y_V)] + G_m^{изб} + G_m^{mag}, \quad (4)$$

где

$$G_m^{изб} = y_{Cr}y_{Fe}(y_C L_{Cr,Fe,C} + y_V L_{Cr,Fe,V}) + y_{V}y_C(y_{Cr} L_{Cr,V,C} + y_{Fe} L_{Fe,V,C}). \quad (5)$$

Слагаемое  $G_m^{mag}$  определяет магнитную составляющую энергии Гиббса. Её определение следует

из данных, приведенных в таблице. Параметры  $L$  вычисляются по формуле (2), а состав твердого раствора определяется молярными долями веществ в каждой подрешетке:

$$y_{Fe} = x_{Fe}/(1 - x_C) \text{ и } y_{Fe} + y_{Cr} = 1; \quad (6)$$

$$y_C = (a/c)x_C/(1 - x_C) \text{ и } y_C + y_V = 1. \quad (7)$$

В уравнении (5) в подстрочных индексах запятая разделяет компоненты в одной подрешетке, а двоеточие означает различие подрешеток.

Парциальные молярные энергии Гиббса гипотетических компонентов твердого раствора определяются следующим образом [12]:

$$\bar{G}_{i,j} = G_m + \frac{\partial G_m}{\partial y_i} + \frac{\partial G_m}{\partial y_j} - \sum_{k=Cr,Fe,C,V} y_k \frac{\partial G_m}{\partial y_k}, \quad (8)$$

где  $i$  и  $j$  – элементы замещения и внедрения соответственно. Парциальные величины реальных компонентов определяются следующим образом:

$$\bar{G}_i = \bar{G}_{i,V}; \quad \bar{G}_C = \bar{G}_{i,C} - G_{i,V}.$$

Карбидные фазы. В трехкомпонентной системе железо–хром–углерод возможно образование смешанных карбидов стехиометрического состава различного структурного типа. Замещающие металлические элементы (железо и хром) в этих карбидах образуют одну или более подрешеток, в которых все вакантные междоузлия (вакансии) заполняются углеродом. Так что подрешетка внедрения является комплектной, а концентрация элемента внедрения (углерода) равна единице ( $y_C = 1$ ).

Энергии Гиббса карбидов с одной металлической подрешеткой (хромзамещенный цементит  $(Cr,Fe)_3C$ ,  $(Cr,Fe)_7C_3$ ,  $Cr_3C_2$ ) определяются выражением

$$G_m = y_{Cr}G_{Cr,C}^0 + y_{Fe}G_{Fe,C}^0 + RT[a(y_{Cr} \ln y_{Cr} + y_{Fe} \ln y_{Fe})] + y_{Cr}y_{Fe}L_{Cr,Fe,C}, \quad (9)$$

где  $a$  – стехиометрический коэффициент элемента металлической подрешетки.

Термодинамические параметры системы хром–железо–углерод

Фаза 1	Параметр, Дж/моль 2	Примеч. 3
Жидкий расплав (Ж)	$G_C^{o(ж)} - G_C^{o(графит)} = 117369 - 24,63T$	
	$G_{Cr}^{o(ж)} - G_{Cr,V}^{o(оцк)} = 24335,93 - 11,42T + 2,37615 \cdot 10^{-21} T^7$	$T < 2180 \text{ К}$
	$G_{Cr}^{o(ж)} - H_{298}^o = -16459 + 335,618 \cdot T - 50T \ln T$	$T > 2180$
	$G_{Fe}^{o(ж)} - G_{Fe,V}^{o(оцк)} = 12040,17 - 6,55843T - 3,6751551 \cdot 10^{-21} T^7$	$T < 1811$
	$G_{Fe}^{o(ж)} - H_{298}^o = -10839,7 + 291,302T - 46T \ln T$	$T > 1811$
	$L_{C,Cr}^{o(ж)} = -90526 - 25,911T$	
	$L_{C,Cr}^{1(ж)} = 80000$	
	$L_{C,Cr}^{2(ж)} = 80000$	
	$L_{C,Fe}^{o(ж)} = -124320 + 28,5T$	
	$L_{C,Fe}^{1(ж)} = 19300$	
	$L_{C,Fe}^{2(ж)} = 49260 - 19T$	
	$L_{Cr,Fe}^{o(ж)} = -14550 + 6,65T$	
	$L_{C,Cr,Fe}^{1(ж)} = -516700$	
	$L_{C,Cr,Fe}^{2(ж)} = 75500$	
$L_{C,Cr,Fe}^{3(ж)} = 47310$		
О.ц.к. – твердый раствор ( $\alpha, \delta$ ); $a=1, c=3$	$G_{Cr,V}^{o(оцк)} - H_{298}^o = -8851,93 + 157,48T - 26,908T \ln T -$ $-0,00189435T^2 - 1,47721 \cdot 10^{-6} T^3 + 139250T^{-1}$	$T < 2180$
	$G_{Cr,V}^{o(оцк)} - H_{298}^o = -34864 + 344,18T - 50T \ln T - 2,88526 \cdot 10^{32} T^{-9}$	$T > 2180$
	$G_{Fe,V}^{o(оцк)} - H_{298}^o = +1224,83 + 124,134T - 23,5143T \ln T -$ $-0,00439752T^2 - 5,89269 \cdot 10^{-8} T^3 + 77358,5T^{-1}$	$T < 1811$
	$G_{Fe,V}^{o(оцк)} - H_{298}^o = -25384,451 + 299,31255T - 46T \ln T + 2,2960305 \cdot 10^{31} T^{-9}$	$T > 1811$
	$G_{Cr,C}^{o(оцк)} - G_{Cr,V}^{o(оцк)} - 3G_C^{o(графит)} = 416000$	
	$G_{Fe,C}^{o(оцк)} - G_{Fe,V}^{o(оцк)} - 3G_C^{o(графит)} = 322050 + 75,667 T$	
	$L_{Cr,C,V}^{o(оцк)} = -190T$	
	$L_{Fe,C,V}^{o(оцк)} = -190T$	
	$L_{Cr,Fe,V}^{o(оцк)} = 20500 - 9,68T$	
	$L_{Cr,Fe,C}^{o(оцк)} = -1750000 + 940T$	
	$G_m^{mar} = RT \ln(\beta + 1) f(\tau)$	
	$f(\tau) = \frac{1}{\tau A} \left[ \tau A - \frac{79}{140p} - \frac{158}{497} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \right] \left( \frac{\tau^4}{2} + \frac{\tau^{10}}{45} + \frac{\tau^{16}}{200} \right)$	$\tau < 1$
	$f(\tau) = -\frac{1}{A} \left[ \frac{\tau^{-5}}{10} - \frac{\tau^{-15}}{315} - \frac{\tau^{-25}}{1500} \right]$	$\tau > 1$
	$A = \frac{518}{1125} \left[ 1 + \frac{790}{497} \left( \frac{1}{p} - 1 \right) \right]$	
$p = 0,4$		

Окончание таблицы

1	2	3
	$T_C = -311,5y_{Cr} + 1043y_{Fe} + y_{Cr}y_{Fe}[1650 + 550(y_{Cr} - y_{Fe})]$ $\beta = -0,008y_{Cr} + 2,22y_{Fe} - 0,85y_{Cr}y_{Fe}$	
При отрицательных величинах $T_C$ и $\beta$ , их значения следует поделить на $-1$		
Г.ц.к. – твёрдый раствор ( $\gamma$ ); $a=1, c=1$	$G_{Cr,V}^{o(гцк)} - G_{Cr,V}^{o(оцк)} = 7284 + 0,163 T$ $G_{Fe,V}^{o(гцк)} - G_{Fe,V}^{o(оцк)} = -1462,4 + 8,282T - 1,15T \ln T + 6,4 \cdot 10^{-4} T^2$ $G_{Fe,V}^{o(гцк)} - H_{298}^o = -27098,266 + 300,25256T - 46T \ln T + 2,78854 \cdot 10^{31} T^{-9}$ $G_{Cr,C}^{o(гцк)} - G_{Cr,V}^{o(оцк)} - G_C^{o(графит)} = 25000$ $G_{Fe,C}^{o(гцк)} - G_{Fe,V}^{o(оцк)} - G_C^{o(графит)} = 77207 - 15,877T$ $L_{Cr,Fe,C}^{o(гцк)} = -26586 - 18T$ $L_{Cr,C,V}^{o(гцк)} = -29686 - 18T$ $L_{Fe,C,V}^{o(гцк)} = -34671$ $L_{Cr,Fe,V}^{o(гцк)} = 10833 - 7,477T$ $L_{Cr,Fe,V}^{l(гцк)} = 1410$	
$(Fe,Cr)_3C$	$G_{Fe,C}^{o(M_3C)} - H_{298}^o = -10745 + 706,04T - 120,6T \ln T$ $G_{Cr,C}^{o(M_3C)} - 3G_{Cr,V}^{o(оцк)} - G_C^{o(графит)} = -39744 - 18,08T$ $L_{Cr,Fe,C}^{M_3C} = 29260 - 16,63T$	
$(Fe,Cr)_7C_3$	$G_{Cr,C}^{o(M_7C_3)} - H_{298}^o = -209752 + 980,29T - 170,5T \ln T - 0,0690921T^2$ $G_{Fe,C}^{o(M_7C_3)} - 7G_{Fe,V}^{o(оцк)} - 3G_C^{o(графит)} = 113385 - 78,37T$ $L_{Cr,Fe,C}^{M_7C_3} = -10465$	
$(Fe,Cr)_{23}C_6$	$G_{Cr,Cr,C}^{o(M_{23}C_6)} - H_{298}^o = -521983 + 3622,24T - 620,965T \ln T - 0,126431T^2$ $G_{Cr,Fe,C}^{o(M_{23}C_6)} = 20 / 23G_{Cr,Cr,C}^{o(M_{23}C_6)} + 3 / 23G_{Fe,Fe,C}^{o(M_{23}C_6)}$ $G_{Fe,Cr,C}^{o(M_{23}C_6)} = 20 / 23G_{Fe,Fe,C}^{o(M_{23}C_6)} + 3 / 23G_{Cr,Cr,C}^{o(M_{23}C_6)}$ $G_{Fe,Fe,C}^{o(M_{23}C_6)} - 23 / 3G_{Fe,C}^{o(M_3C)} + 5 / 3G_C^{o(графит)} = 66920 - 40T$ $L_{Cr,Fe,Cr,Fe,C}^{M_{23}C_6} = -252350 + 80,4T$	
$Cr_3C_2$	$G_{Cr,C}^{o(Cr_3C_2)} - H_{298}^o = -103719 + 496,8347T - 84,3496T \ln T - 0,0327095T^2$	
Сигма-фаза ( $\sigma$ )	$G_{Fe,Cr,Cr}^{o(\sigma)} - 22G_{Cr}^{o(оцк)} - 8G_{Fe}^{o(гцк)} = 92300 - 95,96T$ $G_{Fe,Cr,Fe}^{o(\sigma)} - 4G_{Cr}^{o(оцк)} - 8G_{Fe}^{o(гцк)} + 18G_{Fe}^{o(оцк)} = 117300 - 95,96T$	
$C_{графит}$	$G_C^{o(графит)} - H_{298}^o = -17369 + 170,73T - 24,3T \ln T - 4,723 \cdot 10^{-4} T^2 +$ $+ 2562600T^{-1} - 2,643 \cdot 10^8 T^{-2} + 1,2 \cdot 10^{10} T^{-3}$	

Для карбида состава  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  установлено наличие двух металлических подрешеток, в которых располагаются совместно атомы хрома и железа. Общей формулой такого карбида является  $(Cr,Fe)_{20}(Cr,Fe)_3C_6$ . Такое разделение металлов по двум подрешеткам ( $s$  и  $t$ ) позволяет представить энергию Гиббса такой системы уравнением

$$G_m = y_{Cr}^s y_{Cr}^t G_{Cr,Cr,C}^o + y_{Cr}^s y_{Fe}^t G_{Cr,Fe,C}^o +$$

$$+ y_{Fe}^s y_{Cr}^t G_{Fe,Cr,C}^o + y_{Fe}^s y_{Fe}^t G_{Fe,Fe,C}^o +$$

$$+ RT[20(y_{Cr}^s \ln y_{Cr}^s + y_{Fe}^s \ln y_{Fe}^s) + 3(y_{Cr}^t \ln y_{Cr}^t +$$

$$+ y_{Fe}^t \ln y_{Fe}^t)] + y_{Cr}^s y_{Fe}^s (y_{Cr}^t L_{Cr,Cr,Fe,C} + y_{Fe}^t L_{Cr,Fe,Cr,C}) +$$

$$+ y_{Cr}^t y_{Fe}^t (y_{Cr}^s L_{Cr,Cr,Fe,C} + y_{Fe}^s L_{Cr,Fe,Cr,C}) +$$

$$+ y_{Cr}^s y_{Fe}^s y_{Cr}^t y_{Fe}^t L_{Cr,Fe,Cr,Fe,C} \quad (10)$$

В этой формуле  $G_{Cr,Fe,C}^o$  и  $G_{Fe,Cr,C}^o$  определяются через энергии Гиббса подрешеток, содержащих разноименные металлы

$$23G_{\text{Cr:Fe:C}}^0 = 20G_{\text{Cr:Cr:C}}^0 + 3G_{\text{Fe:Fe:C}}^0, \quad (11)$$

$$23G_{\text{Fe:Cr:C}}^0 = 20G_{\text{Fe:Fe:C}}^0 + 3G_{\text{Cr:Cr:C}}^0.$$

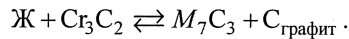
Парциальные молярные энергии гипотетических «компонентов» можно рассчитать по формуле

$$\bar{G}_{A:B:C} = G_m + (1 - y_A) \left( \frac{\partial G_m}{\partial y_A} \right) + (1 - y_B) \left( \frac{\partial G_m}{\partial y_B} \right).$$

При использовании значений параметров модели (см. таблицу) будем иметь

$$\begin{aligned} \bar{G}_{\text{Cr:Fe:C}} &= G_{\text{Cr:Fe:C}}^0 + y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}} (G_{\text{Cr:Cr:C}}^0 - G_{\text{Cr:Fe:C}}^0 - \\ &- G_{\text{Fe:Cr:C}}^0 + G_{\text{Fe:Fe:C}}^0) + 20RT \ln y_{\text{Cr}} + 3RT \ln y_{\text{Fe}} + \\ &+ y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}} (y_{\text{Cr}} + y_{\text{Fe}} - 3y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}}) L_{\text{Cr,Fe:Cr,Fe:C}}; \\ \bar{G}_{\text{Fe:Cr:C}} &= G_{\text{Fe:Cr:C}}^0 + y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}} (G_{\text{Cr:Cr:C}}^0 - G_{\text{Cr:Fe:C}}^0 - \\ &- G_{\text{Fe:Cr:C}}^0 + G_{\text{Fe:Fe:C}}^0) + 20RT \ln y_{\text{Fe}} + 3RT \ln y_{\text{Cr}} + \\ &+ y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}} (y_{\text{Cr}} + y_{\text{Fe}} - 3y_{\text{Cr}} y_{\text{Fe}}) L_{\text{Cr,Fe:Cr,Fe:C}}. \end{aligned} \quad (12)$$

Графическая зависимость результатов расчета по полученным соотношениям представлена на рис. 2 в виде изотермических сечений и фазовых диаграмм металлического сплава в интервале температур 1600...1000 °С. Из приведенных графических зависимостей следует, что при 1600 °С первично кристаллизующимся металлом является низкоуглеродистый феррит. Расплав, насыщенный углеродом, кристаллизуется с образованием карбида хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> либо (Fe, Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, что приводит к наличию двух трехфазных равновесий Ж + Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> + C<sub>графит</sub> и Ж + M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> + Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>. При уменьшении температуры до 1597 °С реализуется инвариантное равновесие



Комплекс фаз, образующихся при кристаллизации жидкого расплава, графически представлен на рис. 3, б линиями трехфазного равновесия с участием

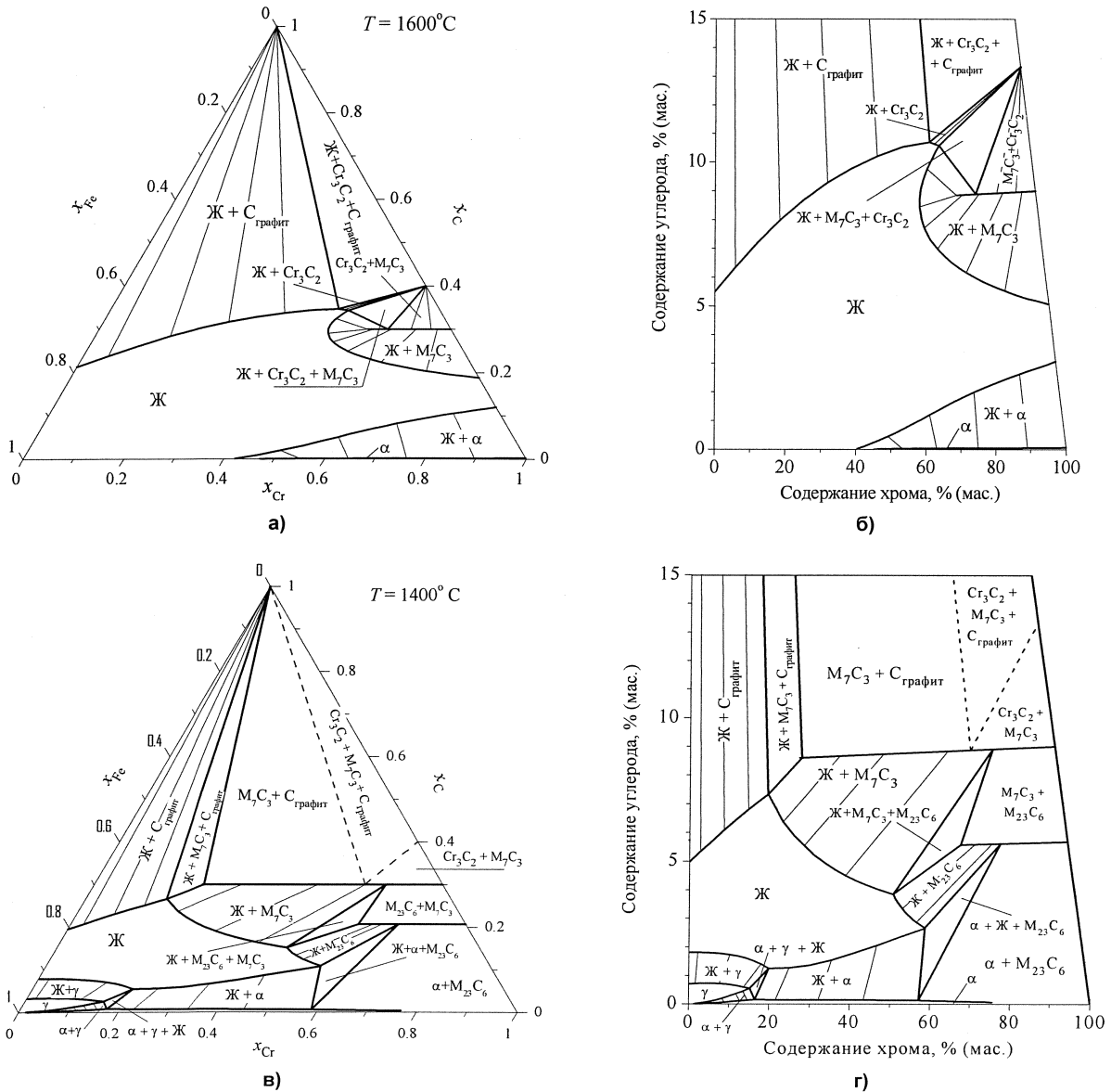


Рис. 2. Изотермические сечения и фазовые диаграммы металлического сплава системы железо–хром–углерод при температуре 1600(а, б), 1400 (в, г), 1200 (д, е), 1000 (ж, з)



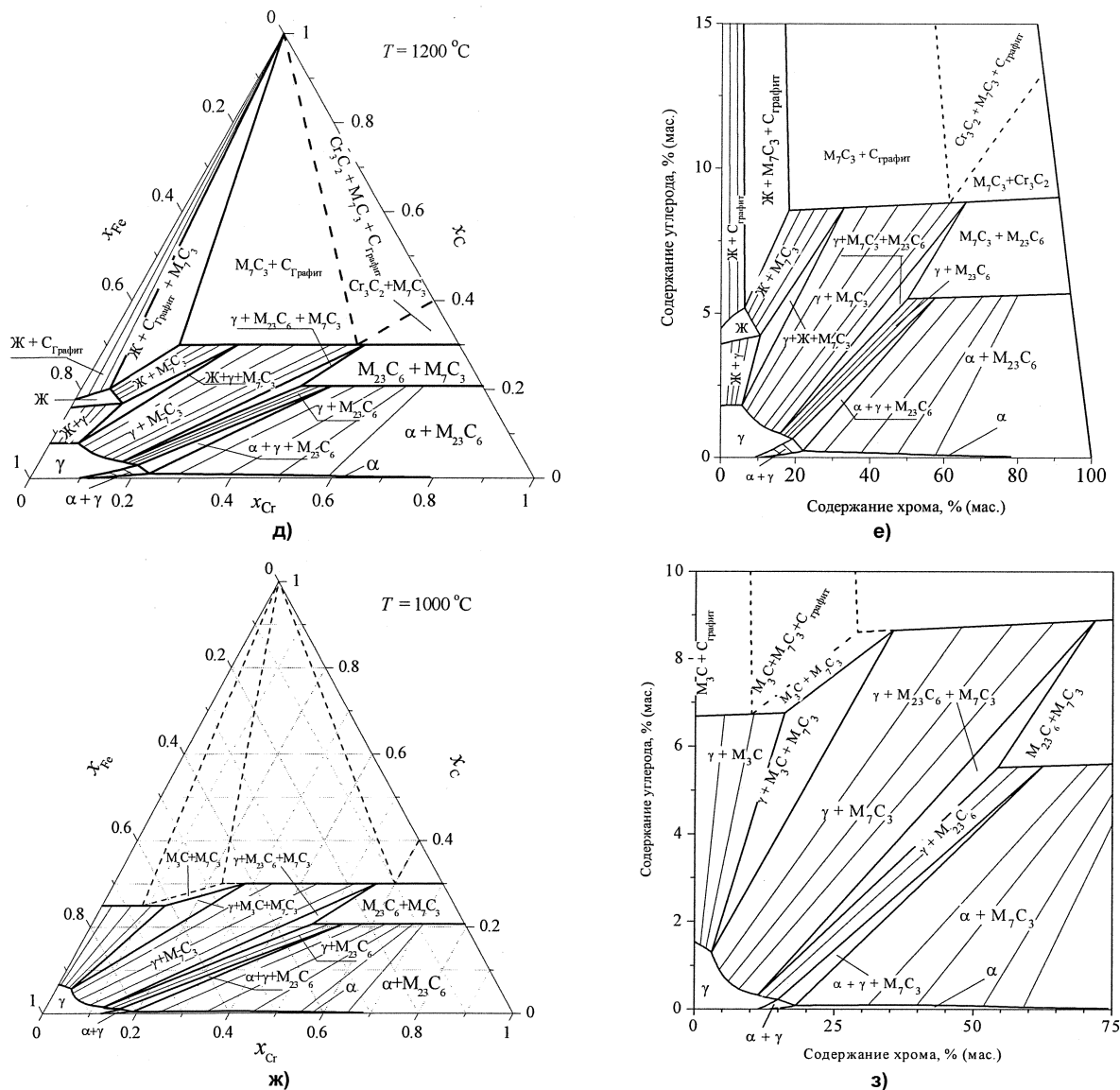


Рис. 2. Окончание

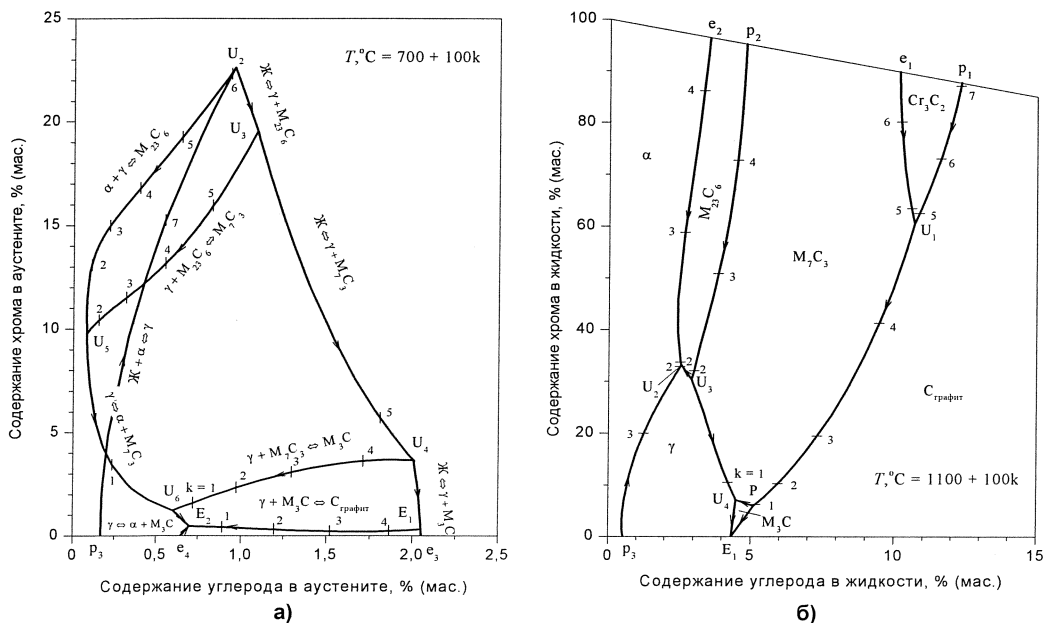


Рис. 3. Диаграммы трехфазных равновесий с участием аустенита (а) и жидкого сплава (б)

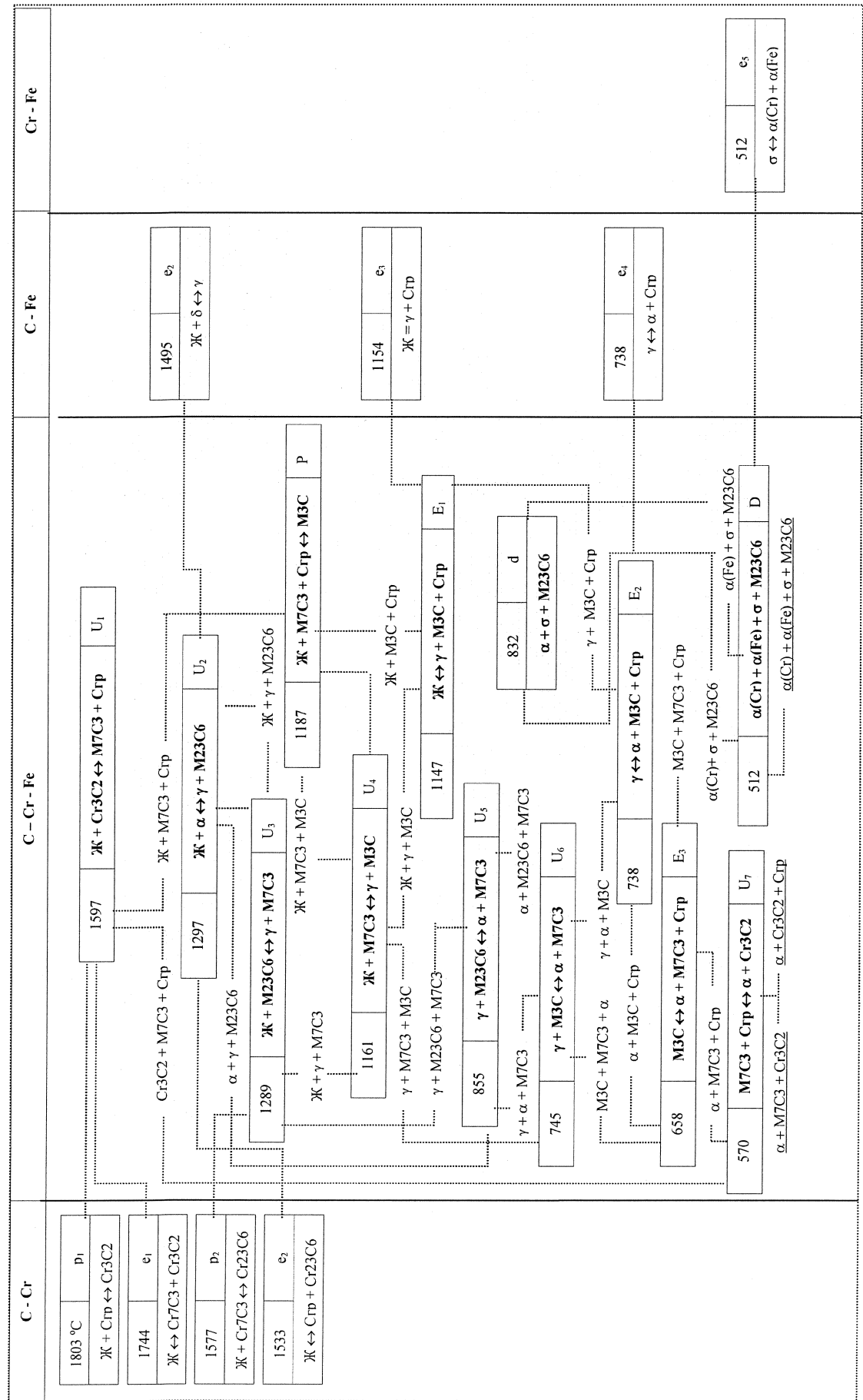


Рис. 4. Схема фазовых превращений в системе железо-хром-углерод

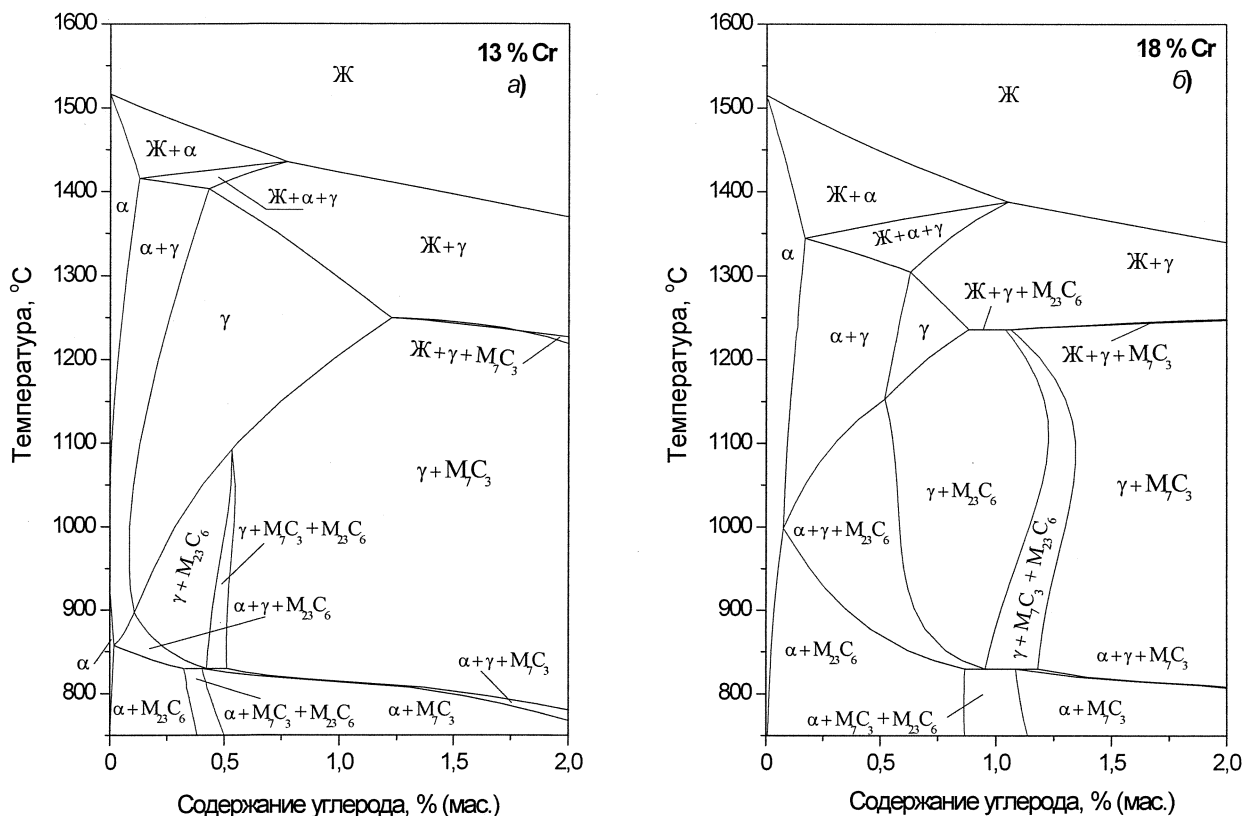


Рис. 5. Политермические разрезы диаграммы состояния системы Fe–Cr–C при содержании хрома в металле 13%(а) и 18 % (б)

жидкости. Области между кривыми определяются как политермические поверхности растворимости компонентов в расплаве, равновесном с одной из кристаллизующихся фаз.

При температуре 1400 °C (рис. 2, в, г) и небольших концентрациях хрома первично кристаллизующимся металлом будет аустенит. Возможно также образование карбида M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> в равновесии с жидким расплавом или ферритом. Дальнейшее снижение температуры приводит к расширению концентрационных пределов устойчивости аустенита и трансформации, равновесных с металлом, карбидов. Фазовые превращения с участием аустенита графически представлены на рис. 3, а. Координаты точек пересечения кривых определяют температуры и концентрации компонентов инвариантных превращений с участием г.ц.к.-фазы (аустенита).

Совокупность фазовых превращений в сопоставлении с реакциями в бинарных системах представлена на рис. 4.

На изотермических сечениях при заданной концентрации одного из компонентов можно установить последовательность фазовых превращений и определить количественные соотношения равновесных фаз. Однако наиболее представительными и удобными для анализа являются политермические разрезы при постоянной концентрации одного из компонентов. На рис. 5 приведены такие политермические сечения, соответствующие содер-

жанию хрома в металлическом сплаве 13 и 18 % (по массе) и различной концентрации углерода.

**Выводы.** Проведен термодинамический анализ и изучены фазовые равновесия в трехкомпонентной системе железо–хром–углерод. Рассчитаны и построены изотермические сечения в интервале температур 1600...1000 °C. Приведена графическая зависимость проекции поверхности ликвидуса и диаграмма трехфазных равновесий с участием аустенита. Результаты расчета представлены также в виде политермических разрезов с постоянным содержанием хрома в металле.

Работа выполнена в соответствии с научной программой Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009-2010 гг.)», код проекта – 713 и при поддержке РФФИ, грант № 08-08-00416.

#### Литература

1. Andersson, J.-O. *Thermodynamic Properties of the Cr–Fe System* / J.-O. Andersson, B. Sundman // CALPHAD. – 1987. – V. 11, № 1. – P. 83–92.
2. Taylor, J.R. *A Thermodynamic Assessment of the Cr–Fe–O System* / J.R. Taylor, A.T. Dinsdale // Z. Metallkd. – 1993. – V. 84, № 5. – P. 335–345.
3. Chipman, J. *Thermodynamics and Phase Diagram of the Fe–C System* / J. Chipman // Metallurg. Trans. A. – 1972. – V. 3, № 1. – P. 55–64.
4. Chicco, B. *Experimental Determination of the*

---

*Austenitic + Liquid Phase Boundaries of the Fe-C System / B. Chicco, W.R. Thorpe // Metallurg. Trans. A. – 1982. – V. 13A, № 7. – P. 1293–1297.*

5. Agren, J. *The Thermodynamic Analysis of the Fe-C and Fe-N Phase Diagrams / J. Agren // Metallurg. Trans. A. – 1979. – V. 10A, № 12. – P. 1847–1852.*

6. Andersson, J.-O. *Thermodynamic Properties of Cr-C / J.-O. Andersson // CALPHAD. – 1987. – V. 11, № 2. – P. 271–276.*

7. Carbon – Chromium – Iron / A. Bondar, V. Ivanchenko, A. Kozlow, J.-C. Tedenac // MSIT, London-Börnstein. *New Series IV/11D2 – P. 72.*

8. Hillert, M. *A Thermodynamic Assessment of the Fe-Cr-Ni-C System / M. Hillert, C. Qiu // Metallurg. Trans. A. – 1991. – V. 22A, № 10. – P. 2187–2196.*

9. Andersson, J.-O. *A Thermodynamic Evaluation*

*of the Fe-Cr-C System / J.-O. Andersson // Metallurg. Trans. A. – 1988. – V. 19A, № 3. – P. 627–636.*

10. Люпис, К. *Химическая термодинамика материалов / К. Люпис; пер. с англ. под ред. Н.А. Ватолкина, А.Я. Стомахина. – М.: Металлургия, 1989. – 503 с.*

11. Морачевский, А.Г. *Термодинамика расплавленных металлических и солевых систем / А.Г. Морачевский. – М.: Металлургия, 1987. – 240 с.*

12. Sundman, B.J. *A Regular Solution Model for Phases with Several Components and Sublattices, Suitable for Computer Applications / B. Sundman, J. Agren // Phys. Chem. Solids. – 1981. – V. 42. – P. 297–301.*

13. Sundman, B. *The Sublattice Model / B. Sundman, J. Agren // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. – 1983. – V. 19. – P. 115–127.*

**Поступила в редакцию 25 февраля 2009 г.**

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ СИСТЕМЫ  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ 

Е.А. Трофимов, Г.Г. Михайлов, В.М. Жихарев

THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  SYSTEM

Е.А. Trofimov, G.G. Mikhailov, V.M. Zhikharev

Посредством термодинамических расчётов построены несколько вариантов фазовых диаграмм системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ , которые могут быть использованы для анализа имеющихся литературных данных. Результаты расчёта сопоставлены с экспериментальными данными.

*Ключевые слова:* диаграмма состояния, оксид меди, оксид кремния, термодинамические расчёты.

Using the thermodynamic calculations, several variants of the phase diagrams of the  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  system were plotted. The diagrams plotted can be used for analysis of available literary data. The results of the calculations can be correlated with the experimental data.

*Keywords:* phase diagram, copper oxide, silicon oxide, thermodynamic calculations.

Система  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  является основой медерафинировочных шлаков. Несмотря на то, что попытки термодинамического описания этой системы предпринимались неоднократно, удовлетворительной модели фазовых равновесий, реализующихся в системе  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ , описывающей состояние системы в широком интервале температур и концентраций, до сих пор не создано.

Настоящая работа посвящена изучению возможностей термодинамического описания системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$  при температурах выше  $1000^\circ\text{C}$  посредством различных модельных теорий строения шлаковых расплавов. В ходе работы предпринята попытка расчёта диаграммы состояния бинарной системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ , опираясь на различные модельные представления. Для расчёта диаграмм использовались значения термодинамических функций плавления индивидуальных веществ (табл. 1), заимствованные из справочника [1]. Для подбора модельных параметров и оценки достоверности результатов расчёта в работе использованы данные справочника [2].

Таблица 1  
Термодинамические характеристики плавления оксидов

Вещество	Энтальпия плавления, $\Delta H_{пл}$ , Дж/моль	Температура плавления, $T$ , $^\circ\text{C}$
$\text{Cu}_2\text{O}$ , куприт	64300	1242
$\text{SiO}_2$ , тримит	9002	1680
$\text{SiO}_2$ , кристобалит	7704	1720

В ходе работы изучены возможности использования некоторых наиболее распространённых подходов. Результаты расчётов представлены на рис. 1 и 2.

В ходе расчёта по теории совершенных ионных расплавов считалось, что расплав состоит из ионов: положительных –  $\text{Cu}^+$  и отрицательных –  $\text{O}^{2-}$  и  $\text{SiO}_4^{4-}$ . Интересно отметить, что расчет, проведённый исходя из предположения, что расплав состоит из ионов  $\text{Cu}^+$ ,  $\text{Si}^{4+}$  и  $\text{O}^{2-}$ , приводит к следующим координатам точки эвтектики:  $T = 793^\circ\text{C}$ , 65,9 мол. %  $\text{SiO}_2$ .

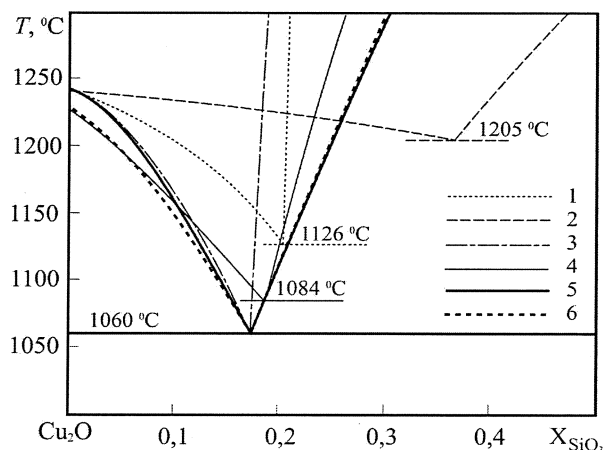


Рис. 1. Окрестности точки эвтектики на диаграмме состояния системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ : 1 – результаты расчёта по теории совершенных ионных расплавов; 2 – результаты расчёта по теории фаз с коллективной системой электронов; 3 – результаты расчёта по теории субрегулярных ионных расплавов; 4 – расчёт посредством уравнений Маргулиса, проведённый авторами работы [6]; 5 – расчёт посредством уравнений Маргулиса, проведённый авторами настоящей работы; 6 – данные экспериментального исследования, приведённые в справочнике [2]

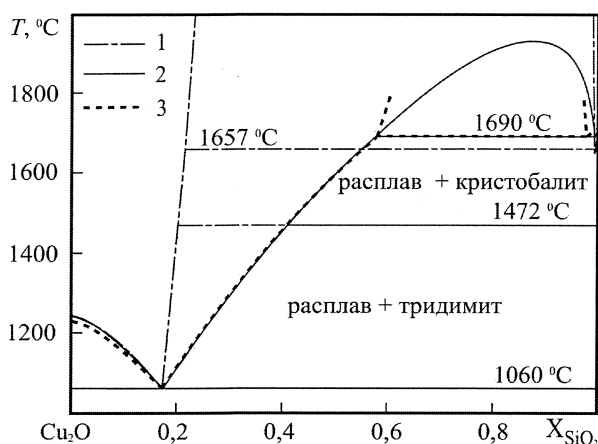


Рис. 2. Диаграмма состояния системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ : 1 – результаты расчёта по теории субрегулярных ионных расплавов; 2 – расчёт посредством уравнений Маргулиса, проведённый авторами настоящей работы; 3 – данные экспериментального исследования, приведённые в справочнике [2]

При использовании приближения теории фаз с коллективной системой электронов (А.Г. Пономаренко), активности оксидов меди и кремния в расплаве рассчитывались по формулам:

$$a_{\text{Cu}_2\text{O}} = a_{\text{Cu}}^2 \cdot a_{\text{O}}, \quad a_{\text{SiO}_2} = a_{\text{Si}} \cdot a_{\text{O}}^2,$$

где  $a_{\text{Cu}}$ ,  $a_{\text{Si}}$ ,  $a_{\text{O}}$  – атомные активности соответствующих элементов в шлаке, которые рассчитываются по теории А.Г. Пономаренко следующим образом:

$$a_i = C_i \cdot \Psi_i,$$

$$\Psi_i = \left( \sum_{j=1}^k C_j e^{-\frac{\varepsilon_{ij}}{RT}} \right)^{-1},$$

$$\varepsilon_{ij} = 0,5(\chi_i^{1/2} - \chi_j^{1/2})^2,$$

где  $C_i$ ,  $C_j$  – атомные доли элементов в шлаке,  $R$  – универсальная газовая постоянная ( $R = 0,00831$  кДж/моль),  $T$  – температура (К),  $\chi_i$ ,  $\chi_j$  – энергетические параметры элементов, из которых образуется расплав. В табл. 2 представлены значения параметров, рекомендованные автором теории в работе [3] и использованные в ходе нашего расчёта. Некоторое изменение значений параметров помогает добиться большего совпадения результатов расчёта с экспериментальными данными, однако, в любом случае применение этого подхода не позволяет рассчитывать координаты купола расслаивания, наличие которого характерно для изучаемой системы.

Таблица 2  
Параметры теории строения фаз с коллективной системой электронов

Элемент $i$	Cu	O	Si
$\chi_i$ по [3], кДж/моль	418	1255	172

В соответствии с использованным приближением теории субрегулярных ионных расплавов

активности компонентов оксидного расплава можно вычислить по формулам следующего вида [4]:

$$\begin{aligned} \lg a_1 &= v_1 \lg x_1 + v_1 [3x_1^2 x_2^2 Q_{1112} + \\ &+ x_1 x_2^2 (2 - 3x_1) Q_{1122} + x_2^3 (1 - 3x_1) Q_{1222}] / 2,3RT, \\ \lg a_2 &= v_2 \lg x_2 + v_2 [x_1^3 (1 - 3x_2) Q_{1112} + \\ &+ x_1^2 x_2 (2 - 3x_2) Q_{1122} + 3x_1 x_2^2 Q_{1222}] / 2,3RT, \end{aligned}$$

где  $v_i$  – число катионов, которые образуются при диссоциации молекулы компонента шлака, число катионов в молекуле компонента шлака (для  $\text{Cu}_2\text{O}$   $v = 2$ , для  $\text{SiO}_2$   $v = 1$ ),  $x_1$  и  $x_2$  – катионные доли ионов  $\text{Cu}^+$  и  $\text{Si}^{4+}$ , а  $Q$  – энергетические параметры теории.

Определённый в ходе работы набор значений параметров:  $Q_{1112} = -38\,100$  Дж/моль,  $Q_{1122} = 318\,000$  Дж/моль,  $Q_{1222} = 59\,300$  Дж/моль.

Согласно подходу, связанному с использованием модифицированных уравнений Маргулиса третьего порядка [5], коэффициенты активности компонентов рассчитываются по формулам следующего вида:

$$\begin{aligned} \ln \gamma_i &= 0,5 \sum_{j=1}^n (w_{ij} + w_{ji}) x_j - 0,5 \sum_{j=1}^n \sum_{p=1}^n w_{jp} x_j x_p + \\ &+ \sum_{j=1}^n (w_{ij} - w_{ji}) x_j (x_j / 2 - x_i) + \sum_{j=1}^n \sum_{p=1}^n (w_{jp} - w_{pj}) x_j^2 x_p, \end{aligned}$$

где  $\gamma_i$  – коэффициент активности  $i$ -го компонента,  $x$  – мольные доли компонентов в растворе,  $w_{ij}$  – параметры взаимодействия, зависящие от температуры:

$$w_{ij} = c_{ij} / T + d_{ij}.$$

Отметим, что в работе [6] сделана попытка использования уравнений Маргулиса для расчёта диаграммы состояния системы  $\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$ . Однако значения, представленные в табл. 3, по нашему мнению, позволяют лучше описывать экспериментальные данные, приведённые в справочнике [2].

Таблица 3  
Параметры взаимодействия для расчёта по уравнениям Маргулиса

$i-j$	$c$	$d$
$\text{Cu}_2\text{O}-\text{SiO}_2$	55 672	-27,06
$\text{SiO}_2-\text{Cu}_2\text{O}$	25 445	-23,52

Работа проведена по научной программе Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», код проекта – 375 и при поддержке РФФИ, грант № 07-08-00365.

#### Литература

1. Физико-химические свойства окислов: справ. / Г.В. Самсонов, А.Л. Борисова, Т.Г. Жидкова и др. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
2. Диаграммы состояния силикатных систем: справ. Вып. 1: Двойные системы / Н.А. Торо-

пов, В.П. Барзаковский, В.В. Лапин, Н.Н. Курцева. – Л.: Наука. Ленингр. отд., 1969. – 822 с.

3. Пономаренко, А.Г. Вопросы термодинамики фаз переменного состава, имеющих коллективную электронную фазу. II. Оценка энергетических параметров / А.Г. Пономаренко, Э.П. Мавренова // Журн. физ. химии. – 1974. – Т.48, № 7. – С. 1672–1674.

4. Михайлов, Г.Г. Термодинамика раскисления стали / Г.Г. Михайлов, Д.Я. Поволоцкий. – М.: Металлургия, 1993. – 144 с.

5. Chuang, Y.Y. Extension of the associated solution model to ternary metal-sulfur melts: Cu-Ni-S / Y.Y. Chuang, Y.A. Chang // Met. Trans. – 1982. – V. 13B, № 9. – P. 379.

6. Сорокин, М.Л. Термодинамика системы  $\text{Cu}-\text{O}-\text{SiO}_2$  / М.Л. Сорокин, Н.А. Андрюшечкин, А.Г. Николаев // Цветные металлы. – 1997. – № 6. – С. 16–19.

Поступила в редакцию 3 марта 2009 г.

## ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СИСТЕМЕ Cu–S–O В УСЛОВИЯХ СУЩЕСТВОВАНИЯ МЕДНОГО РАСПЛАВА

*Е.А. Трофимов, Г.Г. Михайлов*

## THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE PROCESSES OF THE INTERACTION IN THE Cu–S–O SYSTEM IN THE CONDITION OF COPPER MELT EXISTENCE

*E.A. Trofimov, G.G. Mikhailov*

Посредством термодинамических расчётов построена ПРКМ системы Cu–S–O, которая может быть использована для анализа имеющихся литературных данных, а также для анализа технологических процессов, связанных с взаимодействием серы с кислородом в медном расплаве.

*Ключевые слова: медный расплав, сера, кислород, термодинамические расчёты.*

Using the thermodynamic calculations, the surface of components solubility in metal melt for the Cu–S–O system was plotted. The plotted surface can be used for analysis of technological processes related to interaction of oxygen with sulphur in copper melt.

*Keywords: copper melt, sulphur, oxygen, thermodynamic calculations.*

Свойства расплава черновой меди при окислительном рафинировании и литье в значительной степени определяются содержанием серы и кислорода. В частности, образование газовой пористости в медных полуфабрикатах, в основном, – результат взаимодействий в системе Cu–S–O. Кроме того, информация о химических превращениях в этой системе имеет большое значение для изучения пирометаллургических процессов плавки сульфидных медных концентратов. В силу своей практической значимости данная система неоднократно становилась предметом как теоретических, так и экспериментальных исследований.

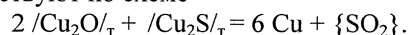
Согласно работам [1] (Язава А., Азаками Т.), [2] (Шмидл Дж. и др.), а также данным, приведённым А.С. Пашинкиным с соавторами в работе [3], при рассматриваемых температурах в системе Cu–S–O могут находиться следующие фазы: жидкая медь с растворёнными в ней серой и кислородом, твёрдые и жидкие оксиды и сульфиды меди ( $\text{Cu}_2\text{O}$  и  $\text{Cu}_2\text{S}$ ) и газовая фаза, состоящая из смеси  $\text{SO}_2$  с  $\text{O}_2$  и  $\text{S}_2$ .

Уравнения, описывающие реакции взаимодействия между этими фазами, а также температурные зависимости констант равновесия этих реакций приведены в табл. 1. Температурные зависимости параметров взаимодействия первого порядка для растворённых в жидкой меди серы и кислорода приведены в табл. 2.

Большая часть значений, приведённых в табл. 1 и 2, заимствована из работ [4–8], другие рассчитаны с использованием данных, приведённых в этих работах.

Используя приведённые константы, задавая температуру и общее давление газовой фазы (при условии, что она содержит только  $\text{SO}_2$ ,  $\text{S}_2$  и  $\text{O}_2$ ), можно рассчитать концентрации серы и кислорода в жидкой меди, а также составы сопряжённых с этой медью неметаллических фаз и газовой фазы. Таким образом, можно рассчитать координаты поверхности растворимости компонентов в металле (ПРКМ) для данной системы.

Известно, что куприт с халькозином взаимодействуют по схеме



Начинается это взаимодействие при температурах значительно более низких, чем рассматриваемые нами.

Согласно данным, приведённым в работе [3], уже при температуре 730 °С парциальное давление  $\text{SO}_2$  в газовой фазе, находящейся в равновесии с твёрдой фазой, должно составлять 0,102 МПа, а при температуре 1052 °С – 0,653 МПа.

Следовательно, если суммарное давление газовой фазы равно 0,101 МПа или даже несколько превышает это значение, происходит вырождение псевдобинарной диаграммы  $\text{Cu}_2\text{S}$ – $\text{Cu}_2\text{O}$ . Это явление найдёт отражение и на ПРКМ системы Cu–S–O. Появится область составов металла, которые сопряжены только с газовой фазой.

На рис. 1 построена ПРКМ системы Cu–S–O, изотермы растворимости кислорода и серы в жидкой меди и изобары давления  $\text{SO}_2$  в газовой фазе.

На ПРКМ приведены точные координаты изотерм растворимости и границ фазовых равновесий.



Таблица 1  
Температурные зависимости констант равновесия процессов взаимодействия в системе Cu-S-O

№	Процесс	Выражение для константы равновесия	Температурная зависимость, lgK (давление, МПа; концентрация, мас. %)
1	$(Cu_2O) = 2Cu + [O]$	$K = a_{[O]} / a_{(Cu_2O)}$	$- 3140 / T + 2,250$
2	$/Cu_2O/ = 2Cu + [O]$	$K = a_{[O]}$	$- 6500 / T + 4,468$
3	$(Cu_2S) = 2 Cu + [S]$	$K = a_{[S]} / a_{(Cu_2S)}$	$- 1924 / T + 1,201$
4	$/Cu_2S/ = 2 Cu + [S]$	$K = a_{[S]}$	$- 2514 / T + 1,622$
5	$\{SO_2\} = [S] + 2[O]$	$K = a_{[O]}^2 a_{[S]} / p_{(SO_2)}$	$- 6520 / T + 0,996$
6	$0,5 \{O_2\} = [O]$	$K = a_{[O]} / p_{(O_2)}^{0,5}$	$4451 / T - 0,336$
7	$0,5 \{S_2\} = [S]$	$K = a_{[S]} / p_{(S_2)}^{0,5}$	$6247 / T - 0,686$

Таблица 2  
Параметры взаимодействия первого порядка в жидкой меди для системы Cu-S-O

№	Параметр взаимодействия	Температурная зависимость
1	$e_O^O$	$- 630 / T + 0,327$
2	$e_S^S$	$- 1154 / T + 0,664$
3	$e_O^S$	$- 124 / T$
4	$e_S^O$	$- 248 / T$

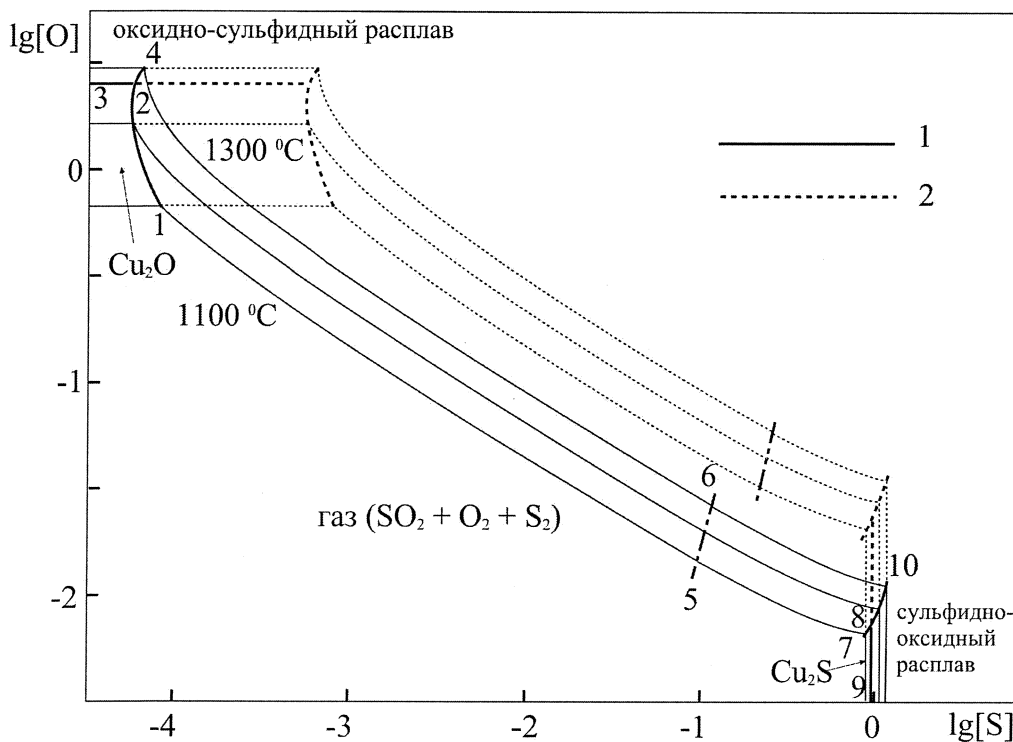


Рис. 1. ПРКМ системы Cu-S-O при общем давлении газовой фазы: 1 – 0,101 МПа; 2 – 1,01 МПа

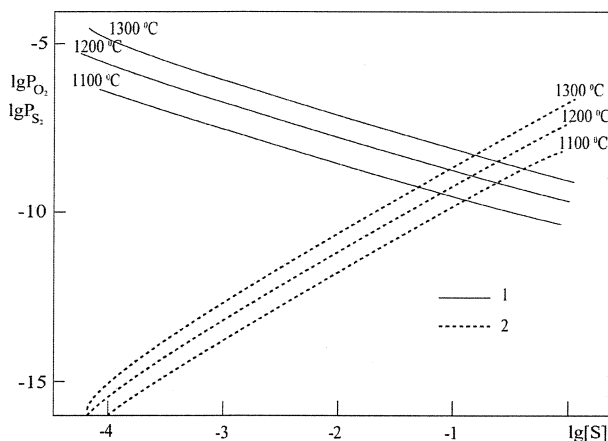


Рис. 2. Парциальные давления (МПа) кислорода (1) и серы (2) в области равновесия металла с газовой фазой в системе Cu-S-O при общем давлении газовой фазы 0,101 МПа

Расчёт производился для двух различных величин суммарного давления газов в системе – 0,101 МПа и 1,01 МПа.

Линия 1–2 показывает составы жидкого металла, находящегося в равновесии с твердым оксидом меди и газом. На линии 2–4 показаны составы металла, сопряженного с жидким неметаллическим расплавом на основе  $\text{Cu}_2\text{O}$  и газовой смесью. В обширной области между линиями 1–2–4 и 7–8–10 определены составы жидкого металла, находящегося в равновесии с газовой смесью, в которой основным компонентом является  $\text{SO}_2$ , а также присутствуют кислород и пары серы. Линия 5–6 демонстрирует составы металла, равновесные с газом, в котором соотношение количеств серы и кислорода равно 1:2. Линия 7–8 показывает составы жидкого металла, находящегося в равновесии с твердым сульфидом меди и газом. На линии 8–10 определены составы металла, сопряженного с жидким неметаллическим расплавом на основе  $\text{Cu}_2\text{S}$  и газовой смесью.

В области, ограниченной линиями 1–2–3, показаны составы медного расплава, находящегося в равновесии с твердым  $\text{Cu}_2\text{O}$ ; а в области, ограниченной линиями 7–8–9, – с твердым  $\text{Cu}_2\text{S}$ . Линии 3–2–4 ограничивают области составов медного расплава, равновесного с неметаллическим расплавом на основе  $\text{Cu}_2\text{O}$ , а линии 9–8–10 – области составов меди, равновесной с расплавом на основе  $\text{Cu}_2\text{S}$ .

Изменения в составе газовой смеси, происходящие при увеличении содержания серы в медном расплаве, в ходе перемещения от границы металла, равновесного с оксидными конденсированными фазами, до границы металла, равновесного с сульфидными фазами, представлены на рис. 2 и 3.

Расчёты показывают, что с увеличением давления в системе будет происходить сближение границ 1–2–4 и 7–8–10 (см. рис. 1), однако, их смыкание возможно лишь при довольно высоких парциальных давлениях сернистого газа.

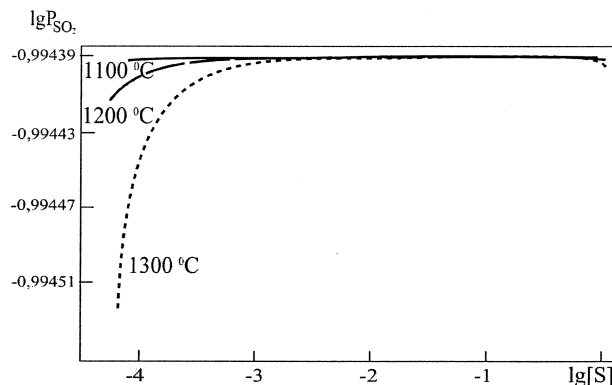


Рис. 3. Парциальное давление (МПа) сернистого газа в области равновесия металла с газовой фазой в системе Cu-S-O при общем давлении газовой фазы 0,101 МПа

Так, согласно расчёту, результаты которого приведены в нашей ранней работе [9], необходимо давление порядка нескольких сотен МПа. Расчет, осуществлённый в ходе настоящей работы на основе уточнённого набора параметров, качественно подтверждает этот вывод. Такие значения расходятся с предположением Эллиотта о том, что такое смыкание возможно уже при парциальном давлении сернистого ангидрида порядка 0,8 МПа.

#### Заключение

Посредством термодинамических расчётов построена поверхность растворимости компонентов в металле для системы Cu-S-O, демонстрирующая, как количественные изменения в составах медного расплава и взаимодействующего с ним газа связаны с качественными изменениями в составе равновесных, сложных, конденсированных фаз. Результаты работы могут быть использованы для анализа технологических процессов производства и рафинирования меди, а также сплавов на её основе.

Работа проведена по научной программе Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 годы)», код проекта – 375 и при поддержке РФФИ, грант № 07-08-00365.

#### Литература

1. Yazawa, A. *Thermodynamic studies of the liquid Cu-S-O system* / A. Yazawa, T. Azakami // *Canadian Metallurg. Quart.* – 1969. – V. 8, № 3. – P. 257–266.
2. Schmiedl, J. *Phase equilibria in the pyrometallurgy of sulfide ores* / J. Schmiedl, V. Repcak, S. Cempa // *Trans. Inst. Mining and Met.* – 1977. – V. 86, № 6. – P. 88–93.
3. Пашинкин, А.С. *Применение диаграмм парциальных давлений в металлургии* / А.С. Пашинкин

кин, М.М. Спивак, А.С. Малкова. – М.: Metallургия, 1984. – 160 с.

4. Пичугин, Б.А. Влияние компонентов на растворимость кислорода в литейных бронзах / Б.А. Пичугин, Л.И. Гофениефер, В.И. Рыжов // Литейное производство. – 1977. – № 10. – С. 16.

5. Куликов, И.С. Раскисление металлов / И.С. Куликов. – М.: Metallургия, 1975. – 504 с.

6. Козлов, В.А., Рафинирование меди / В.А. Козлов, С.С. Набойченко, Б.Н. Смирнов. – М.: Metallургия, 1992. – 268 с.

7. Чурсин, В.М. Плавка медных сплавов (Физико-химические и технологические основы) / В.М. Чурсин. – М.: Metallургия, 1982. – 152 с.

8. Туркдоган, Е.Т. Физическая химия высокотемпературных процессов / Е.Т. Туркдоган; пер. с англ. Ю.И. Уточкина и В.И. Симонова. – М.: Metallургия, 1985. – 344 с.

9. Трофимов, Е.А. Анализ фазовых равновесий в системе  $\text{Cu-S-O}$  при температурах 1100–1300 °С / Е.А. Трофимов, Г.Г. Михайлов // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2005. – № 1. – С. 4–9.

Поступила в редакцию 3 марта 2009 г.

# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ШЛАКА, СОДЕРЖАЩЕГО ПЛАВИКОВЫЙ ШПАТ, НА СОСТАВ УГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРОХРОМА, ПОЛУЧЕННОГО ПРИ ПРОВЕДЕНИИ ОПЫТНЫХ ПЛАВОК В РУДНОТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧИ РКЗ-2ФС-Н1

Г.Г. Михайлов, В.И. Антоненко, В.М. Жихарев

## THERMODYNAMIC ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF FLUORITE-CONTAINING SLAG COMPOSITION ON THE COMPOSITION OF CARBON-CONTAINING IRON-CHROMIUM MELTS UNDER CONDITIONS OF MELTING IN ARC FURNACE РКЗ-2ФС-Н1

G.G. Mikhailov, V.I. Antonenko, V.M. Zhikharev

При использовании для шлака теории растворов, имеющих коллективную систему электронов (ТРКСЭ), для металла – теории регулярных растворов (ТРР), проведена термодинамическая оценка влияния состава флюса (шлака), используемого в восстановительной плавке хромовой руды, на состав получаемого металла. Показано, что увеличение окисленности шлака приводит к уменьшению содержания хрома, марганца и кремния в металле, а изменение содержания плавленого шпата в флюсе практически не влияет на состав металла.

*Ключевые слова:* термодинамический анализ; распределение железа, хрома, марганца и кремния между металлом и шлаком.

Using the melt theory of regular solutions having collective electron system for slag and classic theory of regular solutions for molten metal, the thermodynamic assessment of slag composition influence on the composition of iron-chromium melts under conditions of reduction of chromium ore in arc furnace is described. It is shown that the higher is oxygen content in slag, the less is chromium, manganese and silicon content in metal; calcium fluoride content in slag has no influence on metal composition.

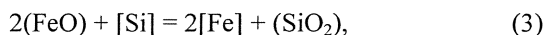
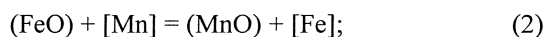
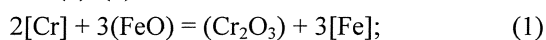
*Keywords:* thermodynamic analysis; distribution of Fe, Cr, Mn and Si between metal and slag.

При проведении опытных плавов хромовой руды с использованием флюса, содержащего плавленый шпат, в руднотермической печи РКЗ-2ФС-Н1 [1] были получены расплавы металла и шлака, состав которых приведен в табл. 1.

Как следует из хода протекания процесса плавки, составы металлического и шлакового расплавов близки к равновесному [1]. Учитывая это, можно провести термодинамическую оценку влияния состава шлака, выбранного на основе ба-

зового шлака (табл. 2), на содержание железа, хрома, марганца и кремния в металле.

Распределение железа, хрома, марганца и кремния между металлическим и шлаковым расплавами может быть получено при использовании реакций (1)–(3):



Состав продуктов восстановительной плавки хромовой руды в печи РКЗ-2ФС-Н1

Таблица 1

Металл	Cr	Fe	P	Si	Mn	C	S
Состав, %	69,0	22,0	0,08	0,1	1,5	6,8	0,008

Шлак	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	MnO	Fe	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	CaO	CaF <sub>2</sub>
Состав, %	1,5	18,0	1,0	0,46	16,0	21,0	24,3	13,2

Таблица 2

«Базовый» состав шлака и пределы варьирования концентраций компонентов

Компонент	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>
«Базовый» состав шлака, %	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0
Пределы варьирования концентраций	0,2–1,4	19–31	12–27	0,8–1,2	14–30	13–21	0,5–2,5	10–30

температурная зависимость констант равновесия которых определяется соотношениями (4)–(6) [2]:

$$\lg k_1 = \lg \frac{a_{(Cr_2O_3)} a_{[Fe]}^3}{a_{[Cr]}^2 a_{(FeO)}^3} = \frac{14401}{T} - 4,165; \quad (4)$$

$$\lg k_2 = \lg \frac{a_{(MnO)} a_{[Fe]}}{a_{(FeO)} a_{[Mn]}} = \frac{5505}{T} - 2,52; \quad (5)$$

$$\lg k_3 = \lg \frac{a_{(SiO_2)} a_{[Fe]}^2}{a_{[Si]} a_{(FeO)}^2} = \frac{24242}{T} - 7,55. \quad (6)$$

При оценке активностей компонентов шлакового расплава использовалась термодинамическая теория растворов как фаз, имеющих коллективную систему электронов (ТРКСЭ), а компонентов металлического расплава – теория регулярных растворов (ТРР).

В теории ТРКСЭ структурными единицами фазы при статистических расчетах считаются атомы, из которых образованы компоненты шлакового расплава, валентные электроны которых образуют единую квантово-механическую систему [3, 4]. Тогда активность атомов сорта *i* в растворе определяется соотношением

$$a_i = c_i \left[ \sum_{j=1}^k c_j \cdot \exp\left(-\frac{E_{ij}}{RT}\right) \right]^{-1}, \quad (7)$$

где *c<sub>i</sub>* – атомная доля элемента сорта *i*, *E<sub>ij</sub>* – энергия взаимообмена атомов сорта *i* и *j* в растворе, равная

$$E_{ij} = \frac{1}{2} \left( H_i^2 - H_j^2 \right). \quad (8)$$

Здесь *H<sub>i</sub>* – атомный параметр, характеризующий способность атома *i* присоединять электрон (электроотрицательность атома). Значения атомных параметров элементов, из которых образованы компоненты шлакового расплава рассматриваемой системы, приведены в табл. 3 [2].

Активность соединения  $A_{v_i}^{(i)} B_{v_j}^{(j)}$  в растворе (расплаве) определяется как произведение атомных активностей в степенях стехиометрических коэффициентов *v<sub>i</sub>* и *v<sub>j</sub>*, то есть числа атомов компонента А и В в молекуле соединения:

$$a_{ij} = a_i^{v_i} a_j^{v_j}. \quad (9)$$

Для расчета активностей компонентов металлического расплава использовалась модель регулярного раствора, согласно которой активность компонента сорта *i* в растворе

$$a_i = x_i \cdot \exp \left[ \frac{1}{RT} \left( \sum_{j=1}^k x_j Q_{ij} - \sum_{j=1}^{k-1} \sum_{m=j+1}^k x_j x_m Q_{jm} \right) \right], \quad (10)$$

где *x<sub>i</sub>* – атомная доля компонента *i*, *Q<sub>ij</sub>* – энергия смешения компонентов *i* и *j*. Значения энергий смешения компонентов, из которых образован металлический расплав, приведены в табл. 4 [5].

При использовании рассматриваемых теорий для шлакового и металлического расплава и значений констант равновесия реакций (1)–(3) для задаваемого состава шлакового расплава при *T*=1873 К находилось равновесное содержание хрома, марганца и кремния в металлическом расплаве. При проведении расчетов принималось, что сумма мольных долей железа, хрома, марганца и кремния в металле равна 0,74, а сумма мольных долей всех прочих элементов равна 1–0,74=0,26. Это соотношение получено для состава металла опытных плавок (см. табл. 1).

В работе проведена оценка влияния добавок в «базовый» состав шлака определенных компонентов при постоянном соотношении всех остальных компонентов расплава на содержание хрома, железа, марганца и кремния в металлическом расплаве (табл. 5–13).

Таблица 3

Электроотрицательность атомов, *H<sub>i</sub>*

Элемент	O	F	Mg	Al	Si	Ca	Cr	Mn	Fe
<i>H<sub>i</sub></i> , кДж/г-атом	1255	1544	146	126	172	105	251	251	335

Таблица 4

Энергия смешения компонентов металлического расплава

Система	Fe–Cr	Fe–C	Fe–Si	Cr–C	Cr–Si	C–Si
<i>Q<sub>ij</sub></i> , кДж/моль	0	–97,9	–167,5	–182,0	–272,0	–41,8

Таблица 5

## Влияние добавок FeO в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,2	25,075	18,054	1,003	22,066	17,051	1,505	15,045	9,127	80,800	1,999	0,545
2	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
3	0,8	24,925	17,946	0,997	21,934	16,949	1,495	14,955	34,512	57,067	1,085	0,028
4	1,1	24,849	17,891	0,994	21,867	16,897	1,491	14,910	44,959	46,967	0,806	0,004
5	1,4	24,774	17,837	0,991	21,801	16,846	1,486	14,894	53,509	38,654	0,615	0,001

Таблица 6

Влияние добавок Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,505	25,254	18,183	1,010	22,223	17,173	0,5	15,152	43,833	47,174	1,709	0,016
2	0,503	25,127	18,091	1,005	22,112	17,086	1,0	15,076	29,161	61,800	1,630	0,062
3	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,497	24,873	17,909	0,995	21,888	16,914	2,0	14,924	18,425	72,698	1,348	0,122
5	0,495	24,746	17,817	0,990	21,777	16,827	2,5	14,848	15,767	75,439	1,237	0,134

Таблица 7

Влияние добавок CaF<sub>2</sub> в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,529	26,471	19,059	1,059	23,294	17,173	0,588	10,0	22,442	68,583	1,492	0,098
2	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
3	0,471	23,529	16,941	0,941	20,706	16,0	1,412	20,0	22,348	68,697	1,470	0,100
4	0,441	22,059	15,882	0,882	19,412	15,0	1,324	25,0	22,289	68,767	1,457	0,101
5	0,412	20,588	14,824	0,824	18,118	14,0	1,235	30,0	22,219	68,849	1,444	0,103

Таблица 8

Влияние добавок SiO<sub>2</sub> в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,537	26,829	12,0	1,073	23,680	18,244	1,610	16,098	23,434	67,649	1,489	0,051
2	0,518	25,915	15,0	1,037	22,805	17,622	1,555	15,549	22,912	68,149	1,486	0,073
3	0,500	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,500	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,482	24,085	21,0	0,963	21,195	16,378	1,445	14,451	21,893	69,111	1,476	0,132
5	0,463	23,671	24,0	0,927	20,390	15,756	1,390	13,902	21,394	69,572	1,469	0,171

Таблица 9

## Влияние добавок CaO в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,540	19,0	19,440	1,080	23,760	18,360	1,620	16,200	22,479	68,538	1,501	0,098
2	0,520	22,0	18,720	1,040	22,880	17,680	1,560	15,600	22,441	68,585	1,492	0,098
3	0,500	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,500	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,480	28,0	17,280	0,960	21,120	16,320	1,440	14,400	22,351	68,693	1,470	0,100
5	0,460	31,0	16,560	0,920	20,240	15,640	1,380	13,800	22,299	68,756	1,459	0,101

Таблица 10

## Влияние добавок MgO в шлак на состав металла

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,551	27,564	19,846	1,103	14,0	18,744	1,654	16,538	23,528	67,501	1,515	0,079
2	0,526	26,282	18,923	1,051	18,0	17,872	1,577	15,769	22,963	68,070	1,498	0,089
3	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,474	28,718	17,077	0,949	26,0	16,128	1,423	14,231	21,834	69,203	1,463	0,111
5	0,449	22,436	16,154	0,897	30,0	15,256	1,346	13,462	22,268	69,770	1,445	0,124

Влияние замены CaO на SiO<sub>2</sub> в шлаке на состав металла

Таблица 11

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,5	21,0	22,0	1,0	22,0	18,744	1,5	15,0	21,905	69,088	1,486	0,133
2	0,5	23,0	20,0	1,0	22,0	17,872	1,5	15,0	22,147	68,867	1,484	0,115
3	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,5	27,0	16,0	1,0	22,0	16,128	1,5	15,0	22,660	68,395	1,479	0,084
5	0,5	29,0	14,0	1,0	22,0	15,256	1,5	15,0	22,931	68,143	1,476	0,070

Влияние добавок Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в шлак на состав металла

Таблица 12

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,524	26,205	18,867	1,048	23,060	13,0	1,572	15,723	22,598	68,427	1,496	0,095
2	0,512	25,602	18,434	1,024	22,530	15,0	1,536	15,361	22,500	68,530	1,489	0,097
3	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,488	24,398	17,398	0,976	21,470	19,0	1,464	14,639	22,294	68,746	1,474	0,101
5	0,476	23,795	17,133	0,952	20,990	21,0	1,423	14,277	22,185	68,859	1,466	0,104

Влияние добавок MnO в шлак на состав металла

Таблица 13

№	Шлак, %								Металл, %			
	FeO	CaO	SiO <sub>2</sub>	MnO	MgO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaF <sub>2</sub>	Fe	Cr	Mn	Si
1	0,501	25,051	18,036	0,8	22,044	17,034	1,503	15,030	22,479	68,843	1,190	0,102
2	0,501	25,025	18,018	0,9	22,022	17,017	1,502	15,015	22,439	68,739	1,336	0,101
3	0,5	25,0	18,0	1,0	22,0	17,0	1,5	15,0	22,399	68,636	1,481	0,099
4	0,499	24,975	17,982	1,1	21,978	16,983	1,498	14,975	22,359	68,534	1,626	0,098
5	0,499	24,949	17,964	1,2	21,956	16,966	1,497	14,970	22,319	68,731	1,770	0,097

Из полученных результатов расчетов видно, что увеличение содержания FeO в шлаке приводит к сильному увеличению железа и сильному уменьшению хрома, марганца и кремния в металле. Соответственно увеличение Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в шлаке приводит к сильному увеличению содержания хрома и кремния и уменьшению содержания железа в металле. Увеличение содержания MnO или SiO<sub>2</sub> в шлаке приводит к увеличению содержания соответственно марганца или кремния в металле.

Расчеты показывают также, что изменение содержания CaF<sub>2</sub> в шлаке практически не влияет на состав получаемого металла, то есть CaF<sub>2</sub> в ходе проведения плавки лишь влияет на кинетику процесса, так как уменьшает вязкость шлакового расплава.

#### Литература

1. Программа работ и технологические указания по ведению восстановительных плавок марганцевого и хромового концентратов на печи

РКЗ-2ФС-Н1 в цехе ЭШП ОАО «Ижорские заводы» / С.В. Дигонский, А.А. Гусев, Л.Н. Сергеев, Б.Г. Волошин. – СПб., 22.04.1999.

2. Казачков, Е.А. Расчеты по теории металлургических процессов / Е.А. Казачков. – М.: Металлургия, 1988. – С. 288.

3. Пономаренко, А.Г. Вопросы термодинамики фаз переменного состава, имеющих коллективную электронную систему. Свободная энергия фазы / А.Г. Пономаренко // ЖФХ. – 1974. – Т. 48. – Вып. 7. – С. 1668–1671.

4. Пономаренко, А.Г. Вопросы термодинамики фаз переменного состава, имеющих коллективную электронную систему. Химический потенциал и электронное строение фазы / А.Г. Пономаренко // ЖФХ. – 1974. – Т. 48. – Вып. 8. – С. 1950–1953.

5. Теоретические основы процессов производства углеродистого феррохрома из уральских руд / В.П. Чернобровин, И.Ю. Пашикеев, Г.Г. Михайлов, и др. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – С. 346.

Поступила в редакцию 20 февраля 2009 г.

## О ВОЗМОЖНОСТИ ВВЕДЕНИЯ ТВЁРДЫХ ТУГОПЛАВКИХ ЧАСТИЦ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОГО ЛИТЬЯ\*

А.Н. Аникеев, А.В. Бигеев, Е.Н. Гордеев, В.И. Чуманов, И.В. Чуманов

## ON POSSIBILITY TO INJECT SOLID REFRACTORY PARTICLES WHILE FORMING A TUBING STOCK WITH THE METHOD OF CENTRIFUGAL CASTING

A.N. Anikeev, A.V. Bigeev, E.N. Gordeev, V.I. Chumanov, I.V. Chumanov

В настоящее время на предприятиях нефтегазоперерабатывающей и химической промышленности требуются трубные заготовки, способные работать под высокими давлениями, в агрессивных средах, то есть в условиях повышенного износа. Одним из способов повышения механических свойств является упрочнение за счёт введения в расплав тугоплавкой мелкодисперсной фазы. В данной работе рассмотрен способ получения трубной заготовки методом центробежного литья с упрочнением тугоплавкой фазой.

*Ключевые слова:* дисперсионное упрочнение, полая заготовка, центробежное литье.

Nowadays at plants of oil and gas processing and chemical industry there is a need for tubing stocks able to operate under high pressure in aggressive environments that is in the conditions of high wear. One of the ways to increase the mechanical properties is the strengthening due to injection of refractory fine-dispersed phase into the melt. The present article considers the way of forming a tubing stock with the method of centrifugal casting with strengthening by refractory phase.

*Keywords:* disperse strengthening, tubular billet, centrifugal casting.

С развитием научно-технического прогресса появляется потребность в получении высокопрочных сталей и сплавов, работающих в условиях высоких нагрузок в различных средах. Одной из актуальных проблем современного машиностроения является качество и стойкость готовых изделий. Исходя из этих условий, постоянно необходимо поиск новых технологических приемов упрочнения с целью существенного улучшения основных технологических свойств конструкционных и инструментальных материалов, в частности, твердости, износостойкости, теплостойкости, коррозионной и адгезионной стойкости, при этом с точки зрения экономики должны использоваться материалы с меньшим количеством легирующих элементов.

Современный уровень развития науки и техники позволяет применять различные методы упрочнения. Из существующих методов можно выделить, такие как: деформационное упрочнение сталей и сплавов, термическая и термомеханическая обработка поверхности, химико-термическая

обработка металлов. Также производство специальных сплавов, полученных методом порошковой металлургии, так называемых карбидосталей, а также металлокерамические материалы, состоящие из твердых и тугоплавких соединений. Из реже применяемых методов выделяют ультразвуковое и электрохимическое упрочнения металлов, методы лазерного, электронно-лучевого, плазменного и детонационного упрочнения деталей машин.

Наибольший интерес представляет изучение дисперсных частиц, образующихся в структуре металла, так называемое дисперсионное упрочнение, а также искусственное введение карбидов (синтетических) в жидкий или жидко-твердый расплав – дисперсное упрочнение.

В последние годы проблеме упрочнения литейных сплавов и сталей, путем введения тугоплавких частиц в жидкий или жидко-твердый расплав уделяется большое внимание. Исследования показывают, что введение различных тугоплавких частиц (окислы с высоким значением энергии их образования CaO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO, ZrB<sub>2</sub>, BeO; нераство-

\* Работа выполнена в рамках проекта № 2.1.2./687 «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 гг.) и гранта РФФИ 07-08-00207-а.



римые тугоплавкие металлы Mo, W, Ti, Nb; тугоплавкие карбиды TiC, VC, WC, NbC) и их диспергирование положительно влияют на физико-механические свойства стали и сплавов.

Существует несколько методов дисперсного упрочнения металла. Для этого в стали и сплавы дисперсные частицы вводят либо при их приготовлении методами порошковой металлургии, либо получают направленной эвтектической кристаллизацией, методами внутреннего окисления и т.д. В таком сплаве частицы дисперсных фаз некогерентны с матрицей, межфазная граница всегда большеугловая. При нагреве дисперсная фаза обычно заметно не растворяется в матрице вплоть до температуры плавления.

Проведенные ранее эксперименты, по изучению коррозионной стойкости и механических свойств различных металлов с композиционными покрытиями, упрочненных дисперсными фазами, показали положительное влияние композиционных покрытий с различной дисперсной фазой (частицы бора, углерода, бориды, карбиды, их комплексные соединения) на коррозионную стойкость стали и сплавов. Также отмечено некоторое увеличение прочности и твердости материала и резкое (в 2–3 раза) увеличение износостойкости. Однако, несмотря на все преимущества, которые обеспечивает дисперсное упрочнение стали и сплавов, имеется ряд нерешенных вопросов, что обуславливает низкую удельную долю дисперсно-упрочненных материалов в общем объеме производства [1].

Во-первых, механическое перемешивание порошков с последующим их прессованием и спеканием не позволяет получать структуры с равномерно распределенной дисперсной фазой. Кроме того, минимальное расстояние между упрочняющими частицами не может быть меньше размера частиц порошка металла.

Во-вторых, для применения в промышленных условиях наибольший интерес представляет способ получения дисперсно-упрочненной стали введением твердой тугоплавкой фазы в металлический расплав. Однако в этом случае возникает технологическая проблема – малая или большая плотность тугоплавких частиц по сравнению с упрочняемым материалом, что определяет высокую скорость их всплывания из расплава или осаждения и неравномерное распределение по высоте отливаемого слитка. Различные способы механического замешивания, осаждение введенных частиц в электромагнитном поле, ультразвуковая обработка и т.д. не дают стабильных результатов и не позволяют гарантированно получать высокие прочностные характеристики металла [2, 3].

В то же время представляется весьма интересным обеспечение заданных свойств в конкретных сечениях металлической заготовки. Особенно это актуально при получении полой заготовки для последующего изготовления труб, фланцев, обеща-

ек и др. [4]. Имеющаяся в них внутренняя и наружная поверхность в процессе эксплуатации могут подвергаться неоднородным воздействиям, следовательно, возникает необходимость обеспечить и разные свойства на этих поверхностях. Например, наружная поверхность подвергается абразивному износу, а внутренняя – температурному воздействию. Повышенная концентрация твёрдых частиц, таких как карбид вольфрама или карбид титана, могла бы увеличить износостойкость наружной поверхности, а повышенные концентрации карбида кремния на внутренней поверхности повысят жаростойкость.

Для решения данных задач на кафедре общая металлургия был разработан способ получения трубной заготовки с введением твёрдых тугоплавких частиц в упрочняемый материал при разливке на машине центробежного литья (рис. 1).

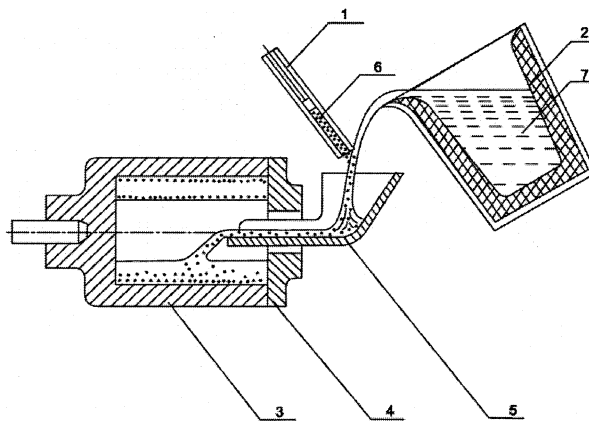


Рис. 1. Схема заливки и упрочнения трубной заготовки: 1 – дозатор; 2 – ковш с металлом; 3 – горизонтальная изложница; 4 – крышка изложницы; 5 – сталезаливочный носок; 6 – мелкодисперсные твёрдые тугоплавкие частицы; 7 – расплав

Для упрочнения внешней поверхности трубной заготовки подаются тугоплавкие дисперсные частицы с плотностью, превышающей плотность основного расплава. В этом случае значение центробежной силы преобладает над Архимедовой силой и частица в расплаве движется от оси вращения к фронту кристаллизации. В какой-то момент времени частица оказывается прижатой расплавом к фронту кристаллизации, не всплывает и захватывается растущими дендритами. В результате возможно упрочнение внешней поверхности трубной заготовки.

Для упрочнения внутренней поверхности трубной заготовки подаются тугоплавкие дисперсные частицы плотностью меньшей плотности упрочняемого материала. В этом случае значение Архимедовой силы преобладает над центробежной силой и частица в расплаве движется к оси вращения, всплывает на свободную поверхность расплава и захватывается растущими дендритами. В результате возможно упрочнение внутренней поверхности трубной заготовки.

Для проверки предлагаемого способа был проведён эксперимент по приданию поверхностным слоям заготовки различных свойств за счёт введения твёрдых тугоплавких дисперсных частиц с различными плотностями. Упрочнение наружной поверхности производили карбидом вольфрама плотностью 15 800 кг/м, а упрочнение внутренней поверхности производили карбидом кремния плотностью 1550 кг/м. Карбиды подавали в смеси при заливке в машину центробежного литья при температуре 1630 °С и скоростью вращения изложницы 600 об/мин. В качестве упрочняемого материала использовали сталь 15 (ГОСТ 1050–88). В результате проведения эксперимента получили полузаготовку следующих размеров: наружный диаметр – 135 мм, внутренний – 105 мм, длина – 137 мм. Состояние внешней поверхности полученной заготовки хорошее, внутренней – удовлетворительное, дефектов усадочного характера не наблюдалось (рис. 2).

Время полной кристаллизации металла составило 110 с. Этого времени оказалось вполне достаточно для транспортировки упрочняющих частиц в жидком металле к упрочняемым поверхностям. Процесс разлива, подачи упрочняющей фазы и формирование заготовки, затруднений не вызвал.

Из полученной заготовки были вырезаны и подготовлены микрошлифы, взятые из внешней и внутренней поверхностных зон, и исследованы на электронном микроскопе «Jem 2100». Анализ микрошлифов показал, что частицы карбида вольфра-

ма располагаются во внешней поверхностной зоне заготовки (рис. 3), а частицы карбида кремния – на внутренней поверхности заготовки (рис. 4).

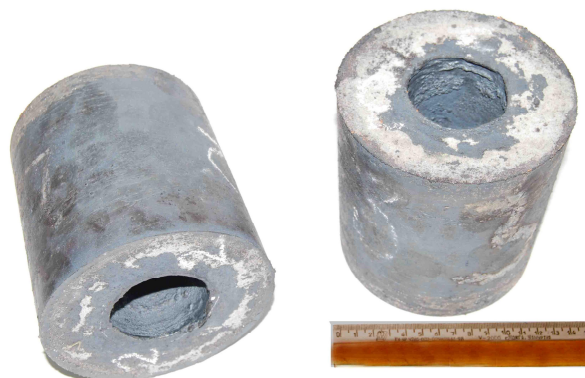


Рис. 2. Внешний вид полученных заготовок

### Выводы

1. Установлена принципиальная возможность введения тугоплавких частиц по предлагаемому способу в жидкий расплав.

2. Показано, что при наличии различных плотностей вводимых твёрдых тугоплавких частиц, в случае разлива на машине центробежного литья, возможно формировать поверхности получаемой заготовки с различными, заданными физико-механическими свойствами.

3. Анализ расположения упрочняющих фаз выявил достаточно равномерное их распределение

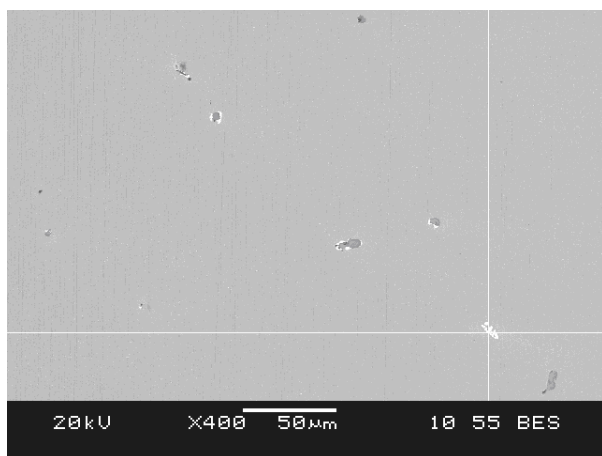


Рис. 3. Микроструктура и график спектра внешней поверхностной зоны

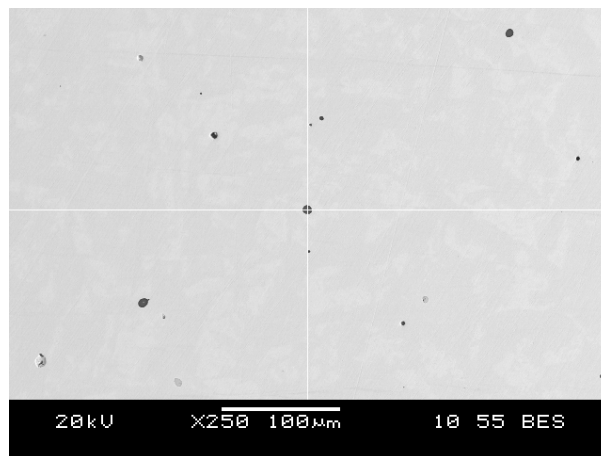


Рис. 4. Микроструктура и график спектра внутренней поверхностной зоны

как у внутренней, так и у внешней поверхности  
полной заготовки.

**Литература**

1. Портной, К.И. Дисперсноупрочненные ма-  
териалы / К.И. Портной, Б.Н. Бабич. – М.: Ме-  
таллургия, 1974. – 368 с.

2. Упрочнение стали тугоплавкой дисперсной  
фазой при непрерывной разливке / В.И. Чуманов,

И.В. Чуманов, Д.А. Пятыгин, Е.Е. Тельянова // *Электromеталлургия*. – 2008. – № 6. – С. 22–24.

3. Повышение износостойкости стали путём  
ввода карбида титана при кристаллизации слит-  
ка / И.В. Чуманов, В.И. Чуманов, Д.А. Пятыгин,  
Е.Е. Тельянова // *Электromеталлургия*. – 2008. –  
№ 2. – С. 32–35.

4. Еремин Е.Н, Жеребцов С.Н. // *Современная  
электromеталлургия*. – 2004. – № 3. – С. 15–17.

**Поступила в редакцию 31 августа 2009 г.**

# ПАРАМЕТРИЧЕСКАЯ ИДЕНТИФИКАЦИЯ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ЭШП\*

Д.А. Пятыгин, М.А. Порсев, А.Н. Суков, И.В. Чуманов

## PARAMETRICAL IDENTIFICATION OF MATHEMATICAL MODEL OF ESR

D.A. Pyategin, M.A. Porsev, A.N. Surov, I.V. Chumanov

Повышение энергетической эффективности электрошлакового переплава (ЭШП) является актуальной проблемой. Предложена математическая модель теплофизических процессов, позволяющая определить температурные поля в любой точке шлаковой ванны. Результаты данной работы могут служить базой для разработки систем управления вторичным переплавом с целью экономии электроэнергии и повышения качества металла.

*Ключевые слова:* электрошлаковый переплав, математическая модель, теплофизические процессы, распределение температур, шлак.

Increasing of the energetic effectiveness of the electroslag remelting (ESR) is an urgent problem. The authors of the article suggest a mathematical model of the thermophysical processes which enables to define the temperature fields in any point of the slag bath. Results of this work can be the basis for the development of the control system of second remelting with a view to electrical energy economy as well as metal refinement.

*Keywords:* electroslag remelting, mathematical model, thermophysical processes, temperature distribution, slag.

Экспериментальное определение теплофизических параметров в плавильном пространстве электрошлаковой печи в условиях высоких температур, химически агрессивной среды и оптически непрозрачных сред – задача достаточно сложная. В таких условиях наиболее эффективным решением является математическое моделирование.

При выводе уравнений приняты допущения: теплофизические параметры воды, стенки кристаллизатора, электрода, слитка не зависят от температуры, отсутствует диссипация энергии. Теплообмен плавильного пространства с внешней средой отсутствует. Ввиду цилиндрической формы печи ЭШП рассматривается осесимметричная задача.

Математическая модель теплофизических процессов при электрошлаковом переплаве [1] представлена уравнениями для областей

$$D_1 = \{x, \tau: 0 \leq x \leq z, 0 \leq \tau \leq \tau_k\};$$

$$D_2 = \{x, \tau: z \leq x < c, \tau > 0\};$$

$$D_3 = \{x, \tau: c < x < d, \tau > 0\};$$

$$D_4 = \{x, \tau: d < x < l, \tau > 0\};$$

$$\begin{cases} \frac{\partial \theta_B}{\partial \tau} + v_B \frac{\partial \theta_B}{\partial x} = \chi_{вс} (\theta_c - \theta_B) + a_B \frac{\partial^2 \theta_B}{\partial x^2}; \\ \frac{\partial \theta_c}{\partial \tau} = \chi_{св} (\theta_B - \theta_c) + \chi_{с,i} (\theta_i - \theta_c) + a_c \frac{\partial^2 \theta_c}{\partial x^2}; \\ \frac{\partial \theta_i}{\partial \tau} + v_i \frac{\partial \theta_i}{\partial x} = \chi_{ic} (\theta_c - \theta_i) + a_i \frac{\partial^2 \theta_i}{\partial x^2} + \\ + a_i \left( \frac{1}{r} \frac{\partial \theta_i}{\partial r} + \frac{\partial^2 \theta_i}{\partial r^2} \right), \end{cases} \quad (1)$$

где  $\chi_{ij} = \frac{\alpha_{ij} P_i}{\rho_i c_i S_i}$ ,  $i = 1, 2, 3, 4$ .

Систему уравнений (1) дополним начальными условиями:

$$\theta^i(x, r, 0) = \varphi^i(x, r), \varphi^i = [\varphi_B \varphi_c \varphi_i]^T, i = 1, 2, 3, 4; \quad (2)$$

$$Z(0, r) = Z_0, Z_0 = [0, 0, Z(r)]^T$$

на подвижной границе фазового перехода слиток твердый – жидкий металл

$$\begin{aligned} \rho_{сн} q z_\tau = \lambda_{ст} [\theta_{ст}(z-0, \tau)]_x - \\ - \lambda_{сж} [\theta_{сж}(z+0, \tau)]_x; \end{aligned} \quad (3)$$

\* Работа проведена в рамках научной программы Федерального агентства по образованию – «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010)» № 2.1.2/657 и при финансовой поддержке гранта Президента РФ для молодых докторов наук № МД-2610.2008.8.

на подвижной границе шлак – оплавляющийся электрод

$$\rho_{ш} q \Delta \tau = \lambda_{ш} [\theta_{ш}(c + \Delta - 0, \tau)]_x - \lambda_{э} [\theta_{э}(c + \Delta + 0, \tau)]_x \quad (4)$$

условиями на границах областей  $D_i$ :

$$\begin{aligned} \theta''_{ст}(x, r, 0) &= \theta_{сж}(x, r, 0) = T_{пл}; \\ \theta'(0, r, \tau) &= \psi'(r, t); \\ \psi' &= [\psi_b \quad \psi_c \quad \psi_{ст}]^T; \quad \theta_x^{IV}(l, r, \tau) = 0; \\ \lambda_{ст} [\theta_{ст}(0, r, \tau)]_x &= \alpha_{ст,с} [\theta_{ст}(0, r, \tau) - \theta_0]; \\ \theta_{ст}(z - 0, r, \tau) &= \theta_{сж}(z + 0, r, \tau) = T_{пл}; \\ \theta_{сж}(c, r, \tau) &= T_{ш}; \quad \theta_r''(x, 0, \tau) = [0]; \\ \Lambda [\theta^V(x, R, \tau)]_r &= \alpha [\theta^V(x, R, \tau) - \theta_c]; \end{aligned} \quad (5)$$

$$\Lambda = \begin{bmatrix} \lambda_{ст} & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_{сж} & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_{ш} \end{bmatrix}; \quad \alpha = \begin{bmatrix} \alpha_{ст,с} & 0 & 0 \\ 0 & \alpha_{сж,с} & 0 \\ 0 & 0 & \alpha_{ш,с} \end{bmatrix};$$

$$\theta'''(x, r, 0) = \chi'''(x, r); \quad \chi'''(x, r) = [\chi_b \quad \chi_c \quad \chi_{ш}]^T;$$

$$\theta'''(d, r, \tau) = T_{ш}; \quad \theta_{эл}(c + \Delta - 0, r, \tau) =$$

$$= \theta_{эл}(c + \Delta + 0, r, \tau) = T_{ш};$$

$$\theta_{шл} = I^2 R_{шл}.$$

В уравнениях (1)–(5) приняты обозначения: индексы в, с, ст, сж, ш, э у соответствующих параметров относятся к воде, стенке, слитку твердой фазы, слитку жидкой фазы, шлаковой ванне, электроду; где  $\theta_b, \theta_c, \theta_{ст}, \theta_{сж}, \theta_{ш}, \theta_{э}$  – соответствующие температуры сред;  $\rho_i, c_i, \lambda_i, a_i$  – соответственно плотность, теплоемкость, теплопроводность, температуропроводность  $i$ -й среды;  $\alpha_{ij}, P_i, S_i$  – соответственно коэффициент теплопередачи между  $i$ -й и  $j$ -й средой, периметр раздела и площадь поперечного сечения  $i$ -й среды;  $V_i$  – скорость движения  $i$ -й среды;  $x, r, \tau, z, \Delta, c$  – соответственно текущие координаты по длине, радиусу кристаллизатора, время, координата подвижной границы в слитке, координата подвижной границы в электроде и граница между электродом и жидкой ванной;  $T_{пл}, T_{ш}$  – соответственно температуры плавления и шлаковой ванны;  $q$  – теплота кристаллизации;  $\varphi_i, \psi_i, \xi_i$  – известные распределения температур по соответствующим координатам;  $m$  – номер коаксиального слоя для слитка;  $\sigma$  – коэффициент лучеиспускания;  $\Delta r$  – величина шага по переменной  $r$ .

Численная реализация модели, представленная системой дифференциальных уравнений (1)–(5), даёт возможность получить внутренние переменные модели в виде численных значений температур  $\theta_b, \theta_c, \theta_{ст}, \theta_{сж}, \theta_{ш}$ . Для получения, например,  $\theta_{ш}$  использовались значения  $\lambda_{ш} = 100$  ккал/м·ч·°C коэффициента теплопроводности шлака и  $\alpha_{ш} = \lambda_{ш}/c_{ш}\rho_{ш}$ ,

где  $c_{ш}$  и  $\rho_{ш}$  соответственно теплоемкость и плотность шлака.

В данной работе разработана методика параметрической идентификации математической модели теплового режима шлака.

Задача параметрической идентификации математической модели определяется как задача отыскания таких числовых значений параметров  $\theta_{ш}, a_{ш}, \lambda_{ш}$ , при которых расчётные значения выхода модели наилучшим образом согласовались бы с экспериментально полученными данными. Необходимость решения такой задачи обусловлена тем, что существуют трудности по измерению  $\lambda_{ш}$  [2]. Поэтому такой параметр лучше всего определять по экспериментальным данным. Как видно из расчётных и экспериментальных данных на участке идентификации их близость может оказаться неприемлемой.

С целью повышения точности настройки модели на реальный процесс целесообразно решить задачу параметрической идентификации, которая сформулирована следующим образом:

$$F(\lambda_{ш}, \theta_{ш}^p, \theta_{ш}^э) = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\theta_i^p - \theta_i^э)^2} \rightarrow \min_{\lambda_{ш}, \theta_{ш}}$$

Исходной информацией в данном случае является модель и экспериментальные данные. Находим зависимость  $\theta(r, \lambda_{ш})$  как функцию, зависящую от радиуса  $r$  и коэффициента  $\lambda_{ш}$ :

1. При  $\lambda_{ш} = 25$  ккал/м·ч·°C, радиусе  $r = (0,05; 0,10; 0,15; 0,20; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^1 = (1444; 1553; 1561; 1519; 1397)$  получим зависимость, которая изображена на рис. 1. Получим значение функции

$$\begin{aligned} F_1 &= \sqrt{\frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 (\theta_i^p - \theta_i^э)^2} = \\ &= \sqrt{\frac{1}{5} (33489 + 5041 + 1521 + 3249 + 34596)} \approx 125. \end{aligned}$$

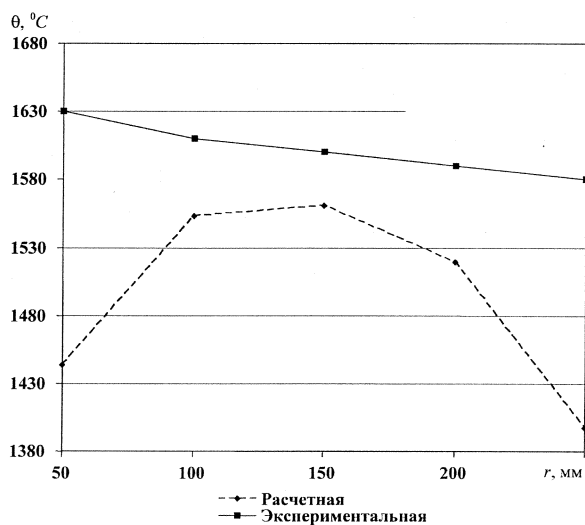


Рис. 1. Распределение температуры в зоне шлаковой ванны

На рис. 1 видно, что расхождение между расчетными и экспериментальными данными увеличилось.

2. При  $\lambda_{ш} = 40$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^2 = (1539; 1592; 1584; 1542; 1431)$  значение функции

$$F_2 = \sqrt{\frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 (\theta_i^p - \theta_i^s)^2} \approx 81.$$

3. При  $\lambda_{ш} = 50$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^3 = (1575; 1609; 1596; 1556; 1451)$  значение функции  $F_3 \approx 65$ .

4. При  $\lambda_{ш} = 75$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^4 = (1624; 1635; 1617; 1581; 1489)$  значение функции  $F_4 \approx 43$ .

5. При  $\lambda_{ш} = 100$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^5 = (1647; 1648; 1629; 1597; 1515)$  значение функции  $F_5 \approx 36$ .

6. При  $\lambda_{ш} = 110$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^6 = (1653; 1652; 1632; 1601; 1523)$  значение функции  $F_6 \approx 36$ .

7. При  $\lambda_{ш} = 115$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^7 = (1656; 1653; 1634; 1603; 1526)$  значение функции  $F_7 \approx 36$ .

8. При  $\lambda_{ш} = 125$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^8 = (1660; 1656; 1636; 1606; 1532)$  значение функции  $F_8 \approx 37$ .

9. При  $\lambda_{ш} = 150$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^9 = (1668; 1660; 1641; 1613; 1545)$  значение функции  $F_9 \approx 38$ .

10. При  $\lambda_{ш} = 200$  ккал/м·ч·°С, радиусе  $r = (0,05; 0,1; 0,15; 0,2; 0,25)$  и температуре шлака  $\theta_{ш}^{10} = (1678; 1666; 1646; 1620; 1562)$  значение функции  $F_{10} \approx 39$ .

График зависимости  $F(\lambda_{ш}, \theta_{ш})$  от  $\lambda_{ш}$  показан на рис. 2.

По графику (рис. 2) видно, что функция  $F(\lambda_{ш}, \theta_{ш})$  имеет достаточно выраженный минимум, то есть функция является унимодальной. Есть основания утверждать, что выбранный метод решения параметрической идентификации работоспособен.

На рис. 3 изображены точками экспериментальные данные, а сплошной линией построена кривая по данным значениям параметров математической модели.

Среднеквадратическая погрешность настройки модели равна 36 °С, что составляет 2 % расхождения с экспериментальными данными.

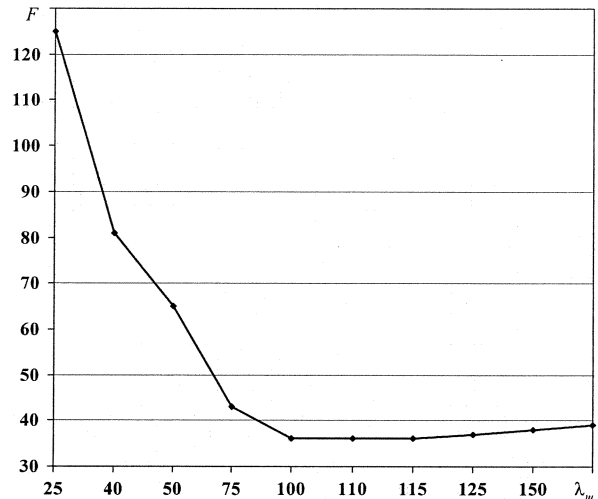


Рис. 2. Зависимость функции  $F$  от теплопроводности  $\lambda_{ш}$

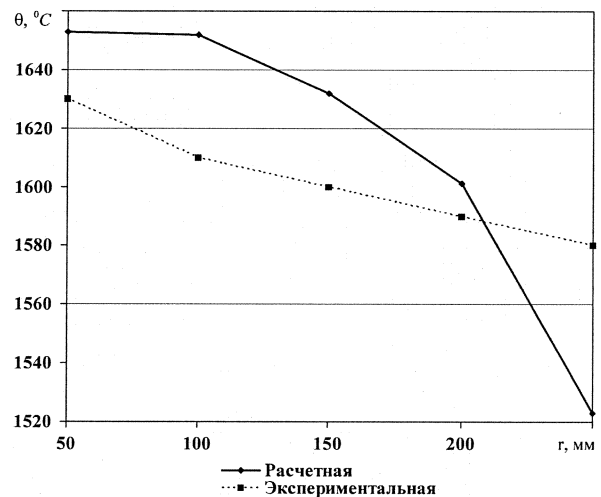


Рис. 3. Распределение температуры в зоне шлаковой ванны

Построенная модель, представленная уравнениями (1)–(5), позволяет разработать метод определения поля температур в шлаковой ванне, а также установить с помощью параметрической идентификации, коэффициент теплопроводности  $\lambda$  шлака, в данном случае флюс АНФ–6. Для данной модели наиболее точное значение  $\lambda_{ш} = 110$  ккал/м·ч·°С.

#### Литература

1. Суров, А.Н. Расчет температурных полей в полях слитках при ЭСП / А.Н. Суров, В.И. Потанов, М.С. Бугаев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – Вып. 7. – № 10. – 2006. – С. 73–75.
2. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Б.И. Медовар, В.Л. Шевцов, Г.С. Маринский и др. – Киев: Наукова думка, 1978. – 304 с.

Поступила в редакцию 31 августа 2009 г.

## ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЙ РАСЧЕТ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕТАЛЛИЗОВАННЫХ ОКАТЫШЕЙ И ЖИДКОЙ ЛИГАТУРЫ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЦЕЛЬНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ЭШП

*Е.А. Ворона, В.И. Потапов, А.Н. Суров, И.В. Чуманов*

## THERMO-PHYSICAL CALCULATION OF THE INTERACTION OF IRON-RICH PELLETS AND LIQUID LIGATURE WHEN PRODUCING THE UNIT CAST BLANK FOR ESR PROCESS

*E.A. Vorona, V.I. Potapov, A.N. Surov, I.V. Chumanov*

Снижения себестоимости электрошлакового металла можно добиться за счет получения литых расходоуемых электродов с использованием металлизированных окатышей и лигатуры. Экономически выгодным является получение цельнолитой заготовки для ЭШП методом литья в специальные изложницы.

В данной работе проведен расчет теплофизических процессов, протекающих при взаимодействии металлизированных окатышей и жидкой лигатуры, с учетом фактора масштабности.

*Ключевые слова: металлизированные окатыши, лигатура, расплав, электрод, теплообмен, температура.*

The electrofluxed metal cost reduction can be achieved by means of getting cast consumable electrode using iron-rich pellets and ligature. Producing of the unit cast blank for ESR by method of casting into special molds is economical.

In this work the authors provide calculation of the thermophysical processes taking place during the interaction of the iron-rich pellets and liquid ligature. The size factor is taken into account.

*Keywords: iron-rich pellets, ligature, liquid melt, electrode, heat exchange, temperature.*

Одним из способов снижения себестоимости электрошлакового металла является формирование расходоуемого электрода из смеси металлизированных окатышей (МО) и жидкой лигатуры [1]. Полученная смесь лигатура – МО подается в специальную изложницу, где происходит ее кристаллизация и получение цельнолитой заготовки для электрошлакового передела (ЭШП).

При осуществлении данного способа формирования заготовки возникает ряд технологических проблем. Прежде всего, необходимо определить соотношение расплав – металлизированные окатыши. С одной стороны, чем больше в составе смеси МО, тем меньше себестоимость электрода, с другой стороны, окатыши как охладитель снижат температуру смеси и монолитного формирования заготовки не произойдет. Также возникает вопрос, с какой начальной температурой подавать составляющие смеси расплав – МО. Ответ на эти вопросы можно получить с помощью математической модели, описывающей теплообмен между компонентами смеси.

В работе [2] рассмотрены теплофизические процессы в элементарной ячейке «расплав – металлизированный окатыш», где получены значимые характеристики по динамике изменения радиуса

окатыша, коэффициента теплообмена между расплавом и окатышем.

В данной работе рассматривается теплообмен между составляющими смеси расплав – МО. При постановке задачи были приняты следующие, достаточно общие, допущения:

1. Теплообмен с окружающей средой отсутствует.
2. Теплопередача между составляющими смеси осуществляется по закону Фурье и значительно превосходит теплопередачу теплопроводностью ввиду малого времени «существования» смеси.
3. Компоненты смеси полностью перемешиваются между собой, т.е. принята модель идеального смешивания.
4. При достижении температуры ликвидуса расплава полагаем, что смесь закристаллизовалась.

С учетом принятых допущений уравнения, описывающие теплообмен между компонентами смеси, имеют вид [3]

$$\frac{d\theta}{d\tau} = A\theta, \quad (1)$$

где  $\theta^T(\tau) = (\theta_1(\tau)\theta_2(\tau))$  – вектор-функция температур компонентов смеси;

$$A = \begin{pmatrix} -H_1 & H_1 \\ H_2 & -H_2 \end{pmatrix} - \text{матрица параметров физи-}$$

ческих свойств компонентов смеси.

$$\text{Начальные условия: } \theta^T(0) = (\theta_{10} \theta_{20}).$$

В уравнении (1) приняты обозначения  $\theta_i$  – температуры компонентов  $i$ -й смеси;  $\tau$  – время, с;  $H_i = \alpha F / (\rho_i c_i V_i)$ ;  $\alpha$  – коэффициент теплопередачи, Вт/(м<sup>2</sup>·°C);  $F$  – поверхность раздела смесеобразующих компонентов, м<sup>2</sup>;  $\rho_i, c_i, V_i$  – соответственно плотность, кг/м<sup>3</sup>; удельная теплоемкость, Дж/(кг·°C); объем м<sup>3</sup>  $i$ -й компоненты смеси;  $i = 1$  для расплава,  $i = 2$  для МО.

После преобразования по Лапласу системы (1) и решения ее получим

$$\begin{aligned} T_1(s) &= (s\theta_{10} + \theta_{10}H_2 + \theta_{20}H_1) / s(s + H_1 + H_2); \\ T_2(s) &= (s\theta_{20} + \theta_{10}H_2 + \theta_{20}H_1) / s(s + H_1 + H_2), \end{aligned} \quad (2)$$

где  $T_i(s)$  – изображения по Лапласу функций  $\theta_i(\tau)$ , ( $i = 1, 2$ );  $s$  – комплексный параметр оператора Лапласа. После обратного перехода от изображения к оригиналу, получим решение системы (1) в виде

$$\begin{aligned} \theta_1(\tau) &= \theta_{10}p_2 + [\theta_{20} + e^{-b\tau}(\theta_{10} - \theta_{20})]p_1; \\ \theta_2(\tau) &= \theta_{20}p_1 + [\theta_{10} - e^{-b\tau}(\theta_{10} - \theta_{20})]p_2, \end{aligned} \quad (3)$$

где  $b = H_1 + H_2$ ;  $p_1 = H_1 / b$ ;  $p_2 = H_2 / b$ .

Для расчета параметров системы (1) была проведена серия экспериментов. Так, для определения поверхности раздела сред  $F$  вычислялось число МО –  $n$  в объеме  $V_2$  по экспериментально определенной  $\varepsilon$  пористости засыпки. Величина  $\varepsilon(d_{\text{МО}})$  равна:

$$\varepsilon = (V_2 - \pi d_{\text{МО}}^3 n / 6) / V_2 \quad (4)$$

и представляет собой долю пространства засыпки объема  $V_2$ , незаполненную МО, причем  $0 < \varepsilon < 1$ . Как известно, средний диаметр metallizованных окатышей составляет от 5 до 25 мм. Поэтому эксперименты проводились для МО с диаметрами в этом интервале. Засыпка МО осуществлялась произвольно без уплотнения, вибрации, т.е. так, как формируется в производственных условиях. Окатыши перед засыпкой замачивались в воде, так как они пористые и часть воды поглощают. Засыпка из МО объема  $V_2$  заливалась водой до определенного уровня. Затем вода выливалась, и измерялся ее объем. Все экспериментальные данные статистически обрабатывались со всеми оценками погрешностей. В результате была получена зависимость пористости засыпки МО от диаметра окатышей в виде

$$\begin{aligned} \varepsilon(d_{\text{МО}}) &= -1,347 \cdot 10^{-3} d_{\text{МО}}^2 + \\ &+ 0,055 d_{\text{МО}} + 0,018, \end{aligned} \quad (5)$$

где  $d_{\text{МО}}$  – диаметр metallizованных окатышей, мм.

Коэффициент погрешности при вычислении  $\varepsilon(d_{\text{МО}})$  не превышает 0,037. Как видно из уравнения (5), величина пористости засыпки нелинейно зависит от диаметра окатышей:  $\max \varepsilon(20, 41) = 0,579$ .

По известной пористости засыпки и данного диаметра МО определяется их число  $n$  по формуле (4) в объеме  $V_2$ :

$$n = ((V_2 - V_2 \varepsilon) 6) / \pi d_{\text{МО}}^3. \quad (6)$$

Суммарная площадь теплообмена между расплавом и metallizованными окатышами равна:

$$F = n \pi d_{\text{МО}}^2. \quad (7)$$

При этом реальная площадь теплообмена будет несколько меньше, так как окатыши будут иметь точки касания друг с другом, но это будет зависеть от соотношения объемов  $V_1$  и  $V_2$ . Чем больше  $V_1$  точек касания между МО будет меньше, и погрешность в определении  $F$  соответственно меньше. Для расчета температурных характеристик компонентов смеси был составлен алгоритм и разработана программа расчета на компьютере.

Массив исходных данных для одного из вариантов расчетов представлен в таблице.

Исходные данные для расчета

Параметр	Размерность	Расплав, $i = 1$	МО, $i = 2$
$\theta$	°C	$\theta_{10} = 1600$	$\theta_{20} = 200$
$\alpha$	Вт/(м·°C)	35 000	35 000
$\rho$	кг/м <sup>3</sup>	7790	2600
$c$	Дж/(кг·°C)	840	487,9
$V$	м <sup>3</sup>	0,25	0,1
$d_{\text{МО}}$	м	–	0,02
$\varepsilon$	–	–	0,5792

Зависимости температуры компонентов смеси «расплав – МО» по времени представлены на рис. 1.

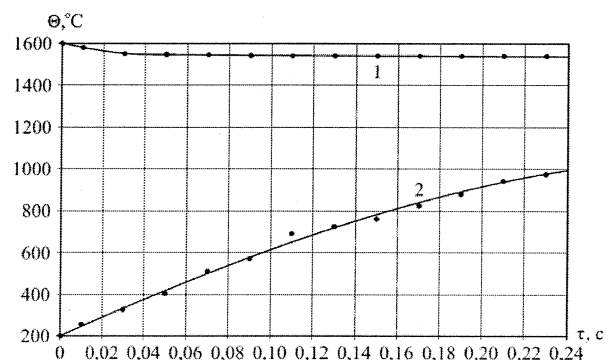


Рис. 1. Изменение температуры компонентов с течением времени: 1 – расплав, 2 – metallizованные окатыши



Зависимость времени «схватывания» смеси  $\tau_k$  от соотношения объемов компонентов смеси (расплав / МО)  $V_2 / V_1$  представлена на рис. 2.

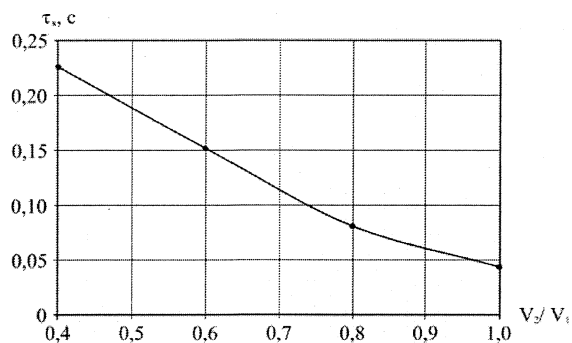


Рис. 2. Изменение времени кристаллизации смеси  $\tau_k$  в зависимости от  $V_2 / V_1$

При изменении начальной температуры окатышей  $\theta_{20}$  время кристаллизации смеси  $\tau_k$  представлено на рис. 3.

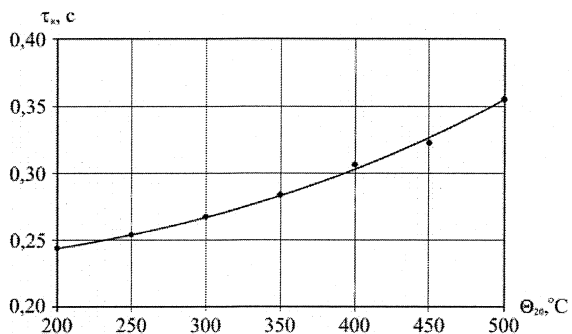


Рис. 3. Изменение времени кристаллизации смеси  $\tau_k$  в зависимости от начальной температуры окатышей  $\theta_{20}$

## Выводы

Получены зависимости температуры жидкой лигатуры, начальной температуры подогрева металлизированных окатышей и их соотношений объемов в смеси от времени. По формуле (3) можно рассчитывать время кристаллизации смеси, что позволит определить время транспортировки смеси к изложнице для формирования цельнолитой заготовки в условиях промышленного производства.

Работа выполнена при финансовой поддержке в рамках проекта № 2.1.2/207 «Развитие научного потенциала высшей школы (2009–2010 гг.)»

## Литература

1. Пат. 2297462 Российская федерация, МПК<sup>7</sup> С22В 9/18. Способ получения расходоуемых электродов / В.И. Чуманов, В.И. Потапов, И.В. Чуманов, В.В. Вотинин. – № 2005131403; заявл. 10.10.2005; опубл. 20.04.2007, Бюл. № 11.
2. Теплофизические процессы, протекающие при формировании расходоуемых электродов из металлизированных окатышей / В.И. Чуманов, В.И. Потапов, И.В. Чуманов, В.В. Вотинин // Известия вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 11. – С. 14–17.
3. Потапов, В.И. Математические модели теплофизических процессов в объектах многослойной структуры: моногр. / В.И. Потапов. – Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. – 270 с.

Поступила в редакцию 31 августа 2009 г.

## ТЕЧЕНИЕ ТЕПЛОНОСИТЕЛЯ В НАСАДКЕ С ГОРИЗОНТАЛЬНЫМИ ПРОХОДАМИ ДОМЕННОГО ВОЗДУХОНАГРЕВАТЕЛЯ

*В.Ю. Шашкин*

## HEAT CARRIER FLOW IN A CHECKER WITH HORIZONTAL PASSAGES OF AN AIR HEATER

*V.Yu. Shashkin*

**Анализ энергетической эффективности поверхности нагрева насадки с горизонтальными проходами доменного воздухонагревателя математическим моделированием течения теплоносителя в сложной многоканальной системе последовательно-параллельных каналов произвольной заданной структуры с автоматизированным отображением структуры системы.**

*Ключевые слова:* доменный воздухонагреватель, насадка, математическое моделирование, течение, каналы.

**The analysis of power efficiency of a blast furnace air heater checker with horizontal passages by means of mathematical modeling of heat-carrier flow in a complex multichannel system of series-parallel channels of custom structure with automated system structure plotting.**

*Keywords:* blast furnace air heater, checker, mathematical modeling, flow, channels.

Повышение эффективности работы доменных печей в значительной степени зависит от параметров дутья, нагретого в блоке регенеративных воздухонагревателей. Блок, обеспечивающий доменную печь дутьем, потребляет большое количество различных видов энергии, его строительство и эксплуатация обходятся весьма дорого. Поэтому снижение затрат на нагрев дутья, повышение его температуры, увеличение срока эксплуатации регенеративных аппаратов очень важно для доменного производства.

При проектировании и оценке эффективности доменных воздухонагревателей одним из сложных вопросов, является неравномерность распределения потоков теплоносителя по насадке, создаваемая участками примыкания, и создаваемая самой насадкой при блокировке части каналов ввиду их разрушения и засорения.

Наличие неравномерности в распределении потоков по насадке регенеративного теплообменного аппарата является одним из наиболее важных факторов, определяющих условия его тепловой работы и технико-экономических показателей [1]. При неравномерном распределении теплоносителей разность температур по сечению насадки может быть довольно значительной по всей ее высоте. Неравномерность существенно снижает эффективность работы воздухонагревателя (чем больше разница в температурах по сечению насадки, тем более неравномерно участие элементов насадки в аккумуляции и отдаче тепла). Температурные напряжения в насадке, обусловленные неравномерным распределением теплоносителей, могут в не-

сколько раз превышать напряжения от веса вышележащих ее слоев и быть причиной преждевременного выхода воздухонагревателя из строя. Возникают трудности в выборе высоты отдельных зон (выкладываемых из различных огнеупоров), что приводит к необходимости увеличения высоты дорогостоящих высокотемпературных зон и создает неодинаковые условия на разных участках насадки. Участки с увеличенной относительной скоростью дутья и уменьшенной скоростью продуктов горения испытывают большие колебания температуры за период в верхней части насадки, а участки с противоположным соотношением скоростей – в нижней ее части. Это вынуждает увеличить высоту участков, выкладываемых из более дорогих высококачественных огнеупоров, и их долю в общей высоте насадки. В конечном счете, неравномерное распределение теплоносителей приводит к удорожанию или преждевременному выходу из строя воздухонагревателя.

Уменьшение неравномерности распределения потоков теплоносителя по насадке доменного воздухонагревателя возможно за счет создания горизонтальных проходов в насадке. Наличие перетоков по горизонтальным проходам позволяет сгладить неравномерность в распределении потоков теплоносителя по насадке теплообменного аппарата и создаваемую участками примыкания, и создаваемую самой насадкой при блокировке части каналов. Применение горизонтальных проходов в насадках эффективно, они сохраняют в работе поверхность нагрева за местом блокировки канала, повышают турбулизацию потока в канале и соот-

ветственно интенсификацию теплообмена. Но течение теплоносителя по такой насадке требует более детального изучения. Для более точной и объективной оценки эффективности работы насадки с горизонтальными проходами необходимо определить распределение теплоносителя по ней, влияние горизонтальных каналов на относительную поверхность нагрева, какая часть каналов работает в расчетном режиме, а в каких расход теплоносителя больше или меньше расчетного, как изменится размер поверхности теплообмена при блокировке каналов.

Течение теплоносителя по такой насадке исследовалось мало и в основном экспериментально, потому что рассчитать распределение потоков по каналам насадки с горизонтальными проходами достаточно сложно, нужна специальная методика расчета.

Насадки регенеративных теплообменников характеризуются сложностью и многообразием структур, а распределение потоков теплоносителей зависит как от конструкции элементов теплообменников, так и от режимов движения газов. Вследствие этого реализован подход расчета течений теплоносителей в системе последовательно-параллельных каналов с автоматизированным отображением структуры системы, состоящей из определенного набора типовых элементов. Он более прост по сравнению с существующими методами моделирования и анализа процессов в сложных тепло-гидродинамических системах, но при этом позволяет эффективно исследовать многоканальные системы. Работа насадки регенеративного теплообменного аппарата разбивается на достаточно короткие промежутки времени. В течение каждого промежутка процесс в насадке принимается стационарным. На каждом временном отрезке для расчетного анализа течения теплоносителя по насадке с горизонтальными проходами, используется модель расчета стационарного состояния многоканальной системы последовательно-параллельных каналов произвольной заданной структуры с автоматизированным отображением структуры системы.

Модель расчета течений в системе последовательно-параллельных каналов строится на следующих основных положениях:

– ставится задача определения параметров (давление, массовый расход, энтальпия) стационарного режима сложной многоканальной системы произвольной заданной структуры, состоящей из набора типовых элементов;

– главными элементами системы считаются каналы, которые объединяются в систему с помощью определенного набора соединительных элементов (местные сопротивления, узлы);

– при задании конкретной структуры системы используется естественный способ описания, удобный для пользователя программного комплекса;

– отображение структуры системы производится с помощью формализованного алгоритма

путем формирования матриц краевых и внутренних граничных условий;

– формирование указанных выше матриц производится на основе обобщенных линейаризованных моделей соединительных элементов.

Модели процессов в каналах строятся на основе уравнений неразрывности, сохранения количества движения и энергии, записанных в гидравлической форме.

Данный метод отображения структуры системы и исследования течений теплоносителей в системе последовательно-параллельных каналов принципиально предполагает возможность модернизации. Применение новой модели соединительного элемента приведет к коррекции элементов матриц краевых и внутренних граничных условий, тогда как общий алгоритм останется прежним. Тем самым, повышается область исследуемых систем.

Разработан алгоритм, на основе которого создана прикладная программа, позволяющая определять параметры (величину массового расхода, энтальпию теплоносителя в каналах, направление его течения, давление в каналах) стационарного состояния системы каналов произвольной заданной структуры и оперативно исследовать, как всю систему в целом, так и отдельные ее подсистемы на этапе проектирования и в процессе эксплуатации.

Разработаны схемы моделирования течения теплоносителя по сложной многоканальной системе (порядок нумерации каналов и узлов многоканальной системы). При этом количество каналов, входящих в систему, может превышать 1000, а схема их соединения быть любой сложности.

Модель применена к расчету течения теплоносителя по насадке регенеративного теплообменного аппарата. Она позволяет моделировать процессы в различных типах насадок с горизонтальными проходами регенеративных теплообменных аппаратов при различных режимах. Насадка представляется как система каналов, соединенных между собой определенным образом, в зависимости от ее конструкции.

Моделировались случаи работы насадки с горизонтальными каналами доменного воздухонагревателя при наличии неравномерного поля давления на входе в насадку и засорения каналов (локальный выход из строя насадки).

В качестве моделируемых были взяты насадки с различной формой каналов, с ячейками 45×45 мм с одинаковыми горизонтальными проходами в углах каналов. Насадка была представлена как последовательно-параллельное соединение каналов. В качестве теплоносителя рассматривался воздух.

Моделирование неравномерности потока на входе в насадку было проведено при различных полях давления на входе в насадку и величин соотношения пропускной способности горизонтальных каналов и вертикальных. Исследовалась неравномерность распределения потоков по вертикальным каналам в каждом горизонтальном слое,

изменение расходов в горизонтальных каналах по высоте насадки, влияние геометрических размеров.

Расчеты показали, что перераспределение потоков теплоносителя по вертикальным каналам заканчивается уже в первых слоях насадки. Далее же по высоте насадки, после выравнивания, через горизонтальные проходы расход теплоносителя незначительный, и они играют лишь роль турбулизаторов. То есть горизонтальные каналы не участвуют активно в процессе теплообмена и их наличие уменьшает площадь эффективной поверхности теплообмена. Таким образом, для каждой конструкции насадки необходимо подбирать оптимальную площадь их проходного сечения и распределение по высоте, чтобы минимизировать этот отрицательный эффект. Приведенная выше модель расчета позволяет это сделать.

Рассмотрена зависимость между неравномерностью распределения потоков в вертикальных каналах на входе в насадку и высотой слоя, на котором происходит перераспределение теплоносителя в горизонтальной плоскости при изменении величины горизонтальных перетоков. Чем больше горизонтальные перетоки, тем быстрее газ из вертикальных каналов с большим давлением (расходом) перераспределится в вертикальные каналы с меньшим давлением (расходом) и произойдет выравнивание газовых потоков по насадке. Таким образом, увеличение пропускной способности горизонтальных каналов позволяет уменьшить высоту зоны перераспределения, тем самым большая часть насадки по высоте работает равномерно. Но слишком большое относительное увеличение пропускной способности горизонтальных каналов приводит к отрицательному эффекту – значительному увеличению неравномерности распределения теплоносителя по вертикальным каналам в первых слоях насадки. Расход на начальном участке насадки в вертикальных каналах с большим давлением на входе возрастет и будет выше расхода, который был бы при малых горизонтальных перетоках, а расход в вертикальных каналах с меньшим давлением на входе напротив будет на начальном участке меньше. Начальные участки насадки (верх или низ насадки в зависимости от режима работы) будут работать с большой неравномерностью массовых расходов по вертикальным каналам, что негативно скажется на эффективности насадки. Возникнут термические напряжения, каналы будут менее эффективно участвовать в процессе теплообмена.

Установлено также, что увеличение пропускной способности горизонтальных каналов (увеличение горизонтальных перетоков) увеличивает гидравлическое сопротивление насадки с горизонтальными каналами.

Изучалось перераспределение потоков теплоносителя по рабочим каналам при обтекании места блокировки и течение теплоносителя до и после заблокированного места при засорении каналов насадки с горизонтальными проходами.

Результаты расчетов показали, что при засо-

рении вертикальных каналов насадки с горизонтальными проходами теплоноситель проходит через горизонтальные каналы, и поверхность вертикального канала за местом засорения сохраняется для процесса теплообмена. Но в вертикальных каналах, соседних с заблокированным, наблюдается значительное колебание расхода по высоте. Это может привести к дополнительным термическим напряжениям в зоне блокировки.

Расход в вертикальных каналах, соседних с засоренными каналами, непосредственно за местом блокировки значительно падает. Происходит это в результате заполнения теплоносителем вертикальных каналов непосредственно за местом блокировки и инерционностью растекания теплоносителя по системе каналов. В результате, при работе доменного воздухонагревателя в вертикальных каналах, соседних с засоренными каналами, над местом блокировки расход воздуха в дутьевой период будет меньше, чем расход продуктов горения газов в газовый период, в этом месте насадки будет происходить перегрев каналов. В вертикальных каналах непосредственно над местом блокировки наблюдается та же картина. Таким образом, в перечисленных каналах в результате засорения, будут происходить термические разрушения и можно предположить, что область дефекта насадки будет расширяться вверх в стороны. Чем дальше после возникновения блокировки канала продолжает работать насадка, тем большая ее часть разрушается и потребуются больше затрат на ремонт насадки.

Из полученных результатов можно сделать вывод, что горизонтальные каналы улучшают работу насадки: увеличивают ее живучесть, позволяют избавиться от неравномерностей распределения потоков теплоносителя по каналам, турбулизируют поток и увеличивают тем самым коэффициент теплоотдачи. Но для того, чтобы избежать отрицательных эффектов, которые они вносят в работу насадки, представляется необходимым тщательно подбирать их размер и размещение по высоте, оптимизируя эти параметры по расчетам.

Математическое моделирование потоков в каналах насадки с горизонтальными каналами позволяет оценить условия работы и размер поверхности теплообмена, ее изменение при блокировке части каналов, выбрать оптимальную величину горизонтальных перетоков, и может использоваться на этапе проектирования при создании новых насадок для оценки энергетической эффективности поверхности нагрева и анализа работы насадки доменного воздухонагревателя.

#### *Литература*

*1. Соломенцев, С.Л. Неравномерность распределения дутья и продуктов горения по сечению насадки / С.Л. Соломенцев, В.Д. Коршиков // Сталь. – 1976. – № 11. – С. 982–984.*

*Поступила в редакцию 16 июня 2009 г.*

## УЛУЧШЕНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПИТАНИЯ И КАЧЕСТВА ОТЛИВОК

*В.И. Швецов, Б.А. Кулаков, А.Ю. Кожевников*

## IMPROVEMENT OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF RISERING AND QUALITY OF CASTINGS

*V.I. Shvetsov, B.A. Kulakov, A.Yu. Kozhevnikov*

В статье рассмотрены вопросы технологических параметров питания отливок и методы их улучшения. Особое внимание было уделено методу улучшения технологических параметров питания за счёт использования экзотермических элементов для обогрева металла в прибылях.

*Ключевые слова:* градиент давлений, направленность затвердевания, технологические параметры литья, питание отливок, прибыль, экзотермическая смесь, экзотермический элемент.

The article studies the issues of technological parameters of risering and the ways of their improvement. Special attention was given to improvement of technological parameters of risering by using the exothermic elements for heating the metal in sinkheads.

*Keywords:* gradient of pressure, hardening orientation, technological parameters of risering, risering, sinkhead, exothermic sand mix, exothermic elements.

Давно известно, что качество отливок тесно связано с их питанием в период затвердевания металла, в котором образуется большая часть дефектов. На это обращали внимание многие специалисты от А.С. Лаврова, Н.В. Калакуцкого и Д.К. Чернова до наших современников, в том числе металлургов [1]. Однако в наше время при разработке технологического процесса изготовления отливок этот вопрос часто решается формально: выполняются известные требования по положению отливок в форме в процессе заливки и затвердевания, выбираются места установки прибылей или холодильников, а также способ подвода металла в полость формы. На решение этих вопросов большое влияние оказывает необходимость упрощения формовки и модельной оснастки, что на первый взгляд кажется более важным, чем обеспечение питания отливок, так как последнее легко выполняется за счет дополнительного расхода металла. Отсюда возникла ситуация, когда технологический выход годного (ТВГ) принимается равным 50 % и это часто считается нормальным.

Такое положение с разработкой технологических процессов объясняется неумением и нежеланием технологов считать те параметры, которые ответственны за питание отливок, что приводит к недооценке расчетов параметров питания, к перерасходу металла и высокой трудоемкости отливок на финишных операциях, в конечном счете, к понижению эффективности литейного производства.

В настоящее время созданы и широко используются компьютерные программы для расчета и

моделирования работы прибылей. Однако они имеют существенный недостаток: не учитывают всё многообразие отливок и тех факторов, которые влияют на эффективность действия прибылей. Так, например, на работу прибылей существенное влияние оказывает повышение температуры металла в них, осуществляемое любым способом и особенно за счет обогрева прибылей экзотермическими элементами. Существующие программы пока еще не учитывают этот фактор вследствие недостаточной изученности всех особенностей этого процесса (способа использования экзоэлементов, теплотворной способности смеси, массы металла и экзоэлементов в прибылях и др.).

Поэтому на стадии разработки технологического процесса необходимо определять технологические параметры питания (ТПП) отливок [2], сопоставлять их с известными параметрами литья, находить возможность рассчитывать гарантированные уровни ТПП. Определение ТПП отливок должно предшествовать моделированию, а модель должна быть адаптирована к ТПП в определенных пределах и реагировать на их изменение в пределах возможного варьирования.

Из этого следует, что все положительные результаты новых технологических процессов, которые содержат сведения о технологических параметрах питания отливок, обеспечивающих их высокое качество, следует учитывать и накапливать. Необходимо отметить, что, разрабатывая новые технологии, нельзя пренебрегать предшествующими часто простыми приемами, которые без су-

ществленного усложнения техпроцесса могут влиять на уровень ТПП отливок и улучшать экономические показатели [3].

По табл. 1 [3] можно проследить возможные факторы, которые влияют на эффективность действия прибылей в порядке усложнения технологического процесса изготовления отливок. Каждому уровню ТВГ соответствует определенный комплекс технологических приемов, которые улучшают технологические параметры питания отливок. Они влияют на эффективность использования металла и качество отливок через улучшение 3-х параметров питания отливок:

- создают условия для сохранения жидкого состояния металла в прибылях до конца затвердевания отливки ( $\tau_{пр} \geq \tau_0$ ), где  $\tau_{пр}$  и  $\tau_0$  – продолжительности затвердевания прибылей и отливок;
- создают направленность затвердевания от фронта кристаллизации отливки до прибыли или градиент температуры в этом направлении больше 0 ( $grad > 0$ );
- обеспечивают положительный перепад давлений в прибылях и в затвердевающих объемах отливки.

Исключение какого-либо из этих параметров неизбежно отражается на качестве отливок, несмотря на нормальный уровень других 2-х параметров. Из этого следует, что соблюдение технологических параметров литья еще не гарантирует высокое качество отливки и необходимо контролировать уровень ТПП.

Контроль ТПП представляет сложную задачу. Он может осуществляться расчетом при разработанном технологическом процессе или непосредственным измерением этих параметров. Очевидно, второй способ контроля может быть приемлемым только для подтверждения первого расчетного метода на стадии испытаний.

В связи с этим, следует еще раз подчеркнуть необходимость накопления сведений о каждом новом технологическом приеме. И с этих позиций целесообразно подробно рассмотреть технологические параметры литья и параметры питания отливок с использованием экзотермического обогрева прибылей двумя способами (гр. 8 и 9 в табл. 1 работы [3]), а также акцентировать внимание на том, почему они не нашли широкого применения.

Из литературных источников [4, 5], авторских свидетельств и патентов [6], а также собственного опыта известны многочисленные примеры применения различных технологий, в которых описаны технологические возможности улучшения работы прибылей, оцениваемые, как правило, двумя показателями: ТВГ и плотностью отливок. Не уменьшая значимости такой оценки, следует обратить внимание на уровень технологических параметров питания отливок, которые ответственны за эффективность работы прибылей и которые часто даже не упоминаются при описании новых технологических процессов.

Для характеристики технологических приемов восьмой группы отливок перечисляются [5], выработанные практикой требования, предъявляемые к экзотермическим смесям. Упомянуты почти два десятка факторов, которые должны соблюдаться для получения положительных результатов, но ни один из них не связан с параметрами питания отливок.

В обосновании требований к свойствам экзосмесей принят принцип: «Чем больше, тем лучше», который обычно является следствием незнания процесса и неумения считать его параметры. Вот некоторые характерные требования:

- низкая температура воспламенения;
- стабильное горение смеси с небольшой температурой;
- хорошая тепловая изоляция и т.д.

При таком подходе к совершенствованию технологического процесса и конкретно процесса питания отливок нельзя было выработать приемлемые технологические приемы повышения эффективности прибылей, поэтому у нас такая технология не нашла широкого применения по следующим главным причинам:

- отсутствие условий гарантированного эффекта;
- неудовлетворительный КПД экзотермического процесса вследствие низкого содержания термита в смеси и больших потерь тепла в форме;
- недостаточная продолжительность горения и выделения тепла смесью;
- необходимость в использовании большого количества моделей для изготовления оболочек;
- необходимость большого количества оболочек, разнообразных по конфигурации, размерам и массе;
- значительное повышение стоимости основного компонента экзотермической смеси, алюминия;
- низкая технологичность процесса при изготовлении оболочек и форм с их использованием.

На основании анализа отмеченных недостатков и существующей технологии обогрева прибылей за счет экзотермических оболочек (вставок) была поставлена цель – на основе глубокого изучения процесса питания отливок, в частности основных его параметров, создать научную основу этого процесса и разработать технологию, обеспечивающую смягчение или полное отсутствие упомянутых недостатков. Для этого было намечено решить следующие задачи:

- разработать унифицированный способ введения экзосмесей в полость прибылей;
- разработать универсальные конфигурации экзосмесей и прибылей, обеспечивающих возможность регулирования температуры воспламенения экзосмеси и снижения тепловых потерь;
- оптимизировать состав экзотермической смеси для обеспечения спокойного и продолжи-

тельного горения при достаточном перегреве металла в прибылях;

- создать простую методику расчета масс металла и экзосмесей в прибылях, гарантирующую достаточный уровень ТПП отливок и ТВГ;
- разработать простую расчетную методику проверки эффективности работы прибылей с экзотермическим обогревом с учетом технологических параметров питания отливок в рамках технологических параметров литья.

Предварительные расчеты и опытные испытания показали, что для этого процесса целесообразно использовать метод «внутреннего нагревателя в чайнике», который опробован в разработке [7]. Многочисленными расчетами и опытами было найдено решение по форме прибылей и экзосмесей, а также соотношений их масс и объемов. Результаты этих исследований и опробований в промышленных условиях изложены в публикациях [8, 9].

Однако нежелательные явления, которые сопровождали промышленные испытания в виде преждевременного раннего воспламенения и бурного кратковременного горения термита в экзосмесей из известных и распространенных в мире экзосмесей, применяемых для изготовления оболочек (вставок), а также выдавливания жидкого металла через литниковую систему, вызвали необходимость коренного изменения свойств экзотермических смесей.

При использовании унифицированного способа и универсальных экзосмесей, в виде цилиндров, конусов или клиньев с разными радиусами закруглений в вершинах для регулирования прогрева, что является одним из условий воспламенения экзосмеси, в снижении температуры воспламенения не было необходимости. Было установлено, что этот параметр смесей гарантируется формой экзосмесей и соотношением их масс к металлу в прибылях. С этими параметрами литья связаны все три ТПП отливок: гарантия сохранения металла в жидком состоянии, направленность затвердевания за счет перепада температур в прибылях и перепад давлений величиной не менее атмосферного давления.

Поэтому главным вопросом, требующим неотложного решения, был состав экзотермической смеси. Его решение осуществлялось методом подбора соответствующих материалов (преимущественно порошкообразных готовых к употреблению, недефицитных и сравнительно дешевых), проведения дифференциального, термографического анализа (ДТА) и расчетов теплотворной способности при условиях контакта с жидким сплавом и заканчивались проверкой (испытанием) в лабораторных условиях на опытных и реальных цеховых отливках.

Окончательный состав экзотермической смеси был проверен на 10 промышленных отливках и получил положительную оценку производствен-

ников<sup>1</sup>. Анализом макроструктуры металла была определена достаточность уровня технологических параметров питания (ТПП) отливок:

- продолжительность жидкого состояния стали в прибылях до конца затвердевания отливок (первый ТПП), что подтверждалось отсутствием вторичных раковин под прибылями при наличии плотного слоя металла толщиной от 20 до 40 мм на границе с отливками;
- соблюдение направленного затвердевания отливок (второй ТПП), что проявлялось в отсутствии усадочных раковин во всех объемах отливок, наблюдаемое при механической их обработке;
- достаточный перепад давления в прибылях (третий ТПП), о чем свидетельствовала форма усадочных раковин в них, они начинали формироваться во второй половине высоты прибылей с появлением в них тонких стенок по контуру, сначала прерывистых, затем сплошных с утолщением в нижней части.

Такой уровень ТПП был обеспечен определенными параметрами технологического процесса, которые были установлены расчетом при разработке технологии обогрева прибылей в виде объемов и масс металла ( $V_m$  и  $M_m$ ) и экзосмесей ( $V_3$  и  $m_3$ ), общего объема прибылей, как суммы  $V_m + V_3$ , вероятного прогрева металла с определенным расчетным соотношением  $V_m/V_3 = 2$ . Эти параметры технологического процесса определяются и регулируются на стадии проектирования прибылей и изготовления универсальной оснастки.

#### Литература

1. Баландин, Г.Ф. Основы теории формирования отливки. В 2 ч. Ч. II. Формирование макроскопического строения отливки: учеб. пособие для машиностроительных вузов / Г.Ф. Баландин. – М.: Машиностроение, 1979. – 335 с.
2. Технологические параметры питания отливок / В.И. Швецов, Б.А. Кулаков, А.М. Каркарин и др. // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2001. – Вып. 1. – № 2. – С. 86–90.
3. Экономия металла – резерв эффективности литейного производства / В.И. Швецов, Б.А. Кулаков, А.М. Каркарин, О.Е. Слепова // Литейщик России. – 2006. – № 9. – С. 14–18.
4. Василевский, П.Ф. Технология стального литья / П.Ф. Василевский. – М.: Машиностроение, 1981; 1974. – С. 114–115.
5. Справник, В.И. Обогрев прибылей отливок экзотермическими смесями / В.И. Справник, Л.Ф. Выгоднер. – М.: Машиностроение, 1981. – 104 с.
6. Пат. 2108889 Российская Федерация, МПК<sup>6</sup> В22Д7/10, В22Д27-06. Экзотермическая смесь для обогрева прибыльных частей литейных форм. – Опубл. 20.04.1998.

<sup>1</sup> Подробные описания технологического процесса получения отливок и технико-экономических показателей будут освещены в следующей статье.

---

7. Новохатский, В.А. Малоотходная технология производства стальных отливок с экзотермическими прибылями / В.А. Новохатский, А.А. Жуков, Ю.И. Макарычев. – М.: Машиностроение, 1986. – 64 с.

8. Тепловые и материальные показатели прибылей, обогреваемых экзосмесями / В.И. Швецов, Б.А. Кулаков, А.М. Каркарин, О.В. Ивочкина // Тру-

ды 6-го съезда литейщиков России. – Екатеринбург: УГТУ – УПК, 2003. – Т. 2. – С. 84–89.

9. Унифицированный вариант технологии изготовления отливок с экзотермическим обогревом прибылей / В.И. Швецов, Б.А. Кулаков, А.М. Каркарин и др. // Межрегиональный сборник научных трудов / под ред. В.М. Колокольцева. – Магнитогорск: МГТУ, 2001. – С. 98–99.

**Поступила в редакцию 5 марта 2009 г.**



## ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СВОЙСТВА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

*М.А. Смирнов, И.Ю. Пышминцев, А.Н. Борякова, Н.В. Дементьева, В.И. Крайнов*

## INFLUENCE OF THE PLASTIC DEFORMATION ON PROPERTIES OF LOW-CARBON HSLA STEEL WITH FERRITE-BAINITE STRUCTURE

*M.A. Smirnov, I.Yu. Pyshmintsev, A.N. Boryakova, N.V. Dementyeva, V.I. Kraynov*

Изучено влияние пластической деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии, на свойства низкоуглеродистой трубной стали 04Г2Б с феррито-бейнитной структурой. Вне зависимости от условий последеформационного охлаждения и содержания в структуре бейнитной составляющей реализуется следующая закономерность. Снижение температуры деформации увеличивает прочностные свойства и вязкость при отрицательных температурах, одновременно приводя к уменьшению объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы и мартенситно-аустенитной составляющей.

*Ключевые слова:* низкоуглеродистая трубная сталь, температура деформации, механические свойства, порог хладноломкости, бейнит, МА-составляющая.

**Influence of plastic deformation carried out in austenitic state on properties of low-carbon HSLA steel with ferrite-bainite structure is studied. Independently on cooling conditions after plastic deformation and bainite amount, decreasing deformation temperature increases strength and impact toughness at negative temperatures, and decreases the volume fraction of bainitic  $\alpha$ -phase and MA-constituent.**

*Keywords:* low-carbon HSLA steel, temperature of deformation, mechanical properties, transition temperature, bainite, MA-constituent.

Одним из путей увеличения прочностных свойств низкоуглеродистых трубных сталей, подвергаемых контролируемой прокатке, является использование структур с бейнитной составляющей [1]. Высокая прочность таких структур обусловлена тем, что кристаллы бейнитной  $\alpha$ -фазы имеют небольшие размеры и высокую плотность дислокаций.

Характер структуры, а следовательно, и уровень свойств, формирующихся при контролируемой прокатке, зависит от условий проведения горячей пластической деформации и режимов последующего охлаждения. Известно, что снижение температуры окончания деформации обеспечивает повышение прочностных свойств низкоуглеродистых сталей с феррито-перлитной структурой [2]. Основной причиной такого эффекта является измельчение ферритного зерна. В настоящей работе рассматривается, какое влияние температура пластической деформации, осуществляемая в аустенитном состоянии, оказывает на свойства низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой.

Объектом исследования служила промышленная сталь 04Г2Б, содержащая 0,04 % С, 1,91 % Мп и 0,58 % Nb. Заготовки толщиной 16 мм, вырезанные из горячедеформированного листа вдоль

направления прокатки, нагревали на 1160 °С. Такой нагрев обеспечивает достаточно полный перевод углерода и легирующих элементов в твердый раствор; средний размер аустенитного зерна составил 40 мкм. Далее следовало подстуживание до 900, 820 и 770 °С и после двухминутной выдержки проводилась прокатка с обжатием 30 % и скоростью 1 с<sup>-1</sup>. Деформированные заготовки охлаждали на воздухе или в масле; скорость охлаждения в интервале 770–300 °С составляла 1 и 50 град/с соответственно.

Для исследования структуры использовали оптический и электронный сканирующий микроскопы. Количество остаточного аустенита определяли рентгеноструктурным методом. Испытания на статическое растяжение проводили на пятикратных образцах с диаметром рабочей части 6 мм. Для оценки ударной вязкости использовали образцы с V-образным надрезом.

Предварительно проводилось изучение поведения стали 04Г2Б непосредственно во время горячей пластической деформации. Образцы диаметром 8 и высотой 12 мм деформировали на кулачковом пластометре ЧПИ-2, имитирующем поведение металла в очаге деформации при прокатке, по методике, описанной в работе [3]. Как и в

основных экспериментах нагрев образцов осуществляли на 1160 °С, а деформацию проводили со скоростью 1 с<sup>-1</sup>. По полученным данным строили зависимости сопротивления деформации  $\sigma_s$  от степени деформации  $\varepsilon = \ln(h_0/h_t)$ , где  $h_0$  – начальная, а  $h_t$  – текущая высота образца.

В случае осадки при 1000 °С интенсивное деформационное упрочнение наблюдалось при степени деформации, не превышающей 0,10–0,15 (рис. 1). Далее нарастание напряжений с увеличением степени деформации происходит замедленно. При  $\varepsilon = 0,35$  достигается максимальное напряжение течения, а при больших деформациях имеет место небольшой спад напряжений – динамическое разупрочнение. Исследование структуры образцов, закаленных в подсоленную воду непосредственно после окончания деформации, осуществляемой с  $\varepsilon$  более 0,35, выявило наличие на границах крупного исходного аустенитного зерна мелких зерен, размерами 1–4 мкм. Их появление позволяет связать наблюдаемое динамическое разупрочнение с развитием динамической рекристаллизации. В связи с этим заметим, что авторы работы [4], исследуя низкоуглеродистые стали, пришли к выводу, что динамическая рекристаллизация является основным разупрочняющим процессом на установившейся стадии горячей деформации, осуществляемой с невысокими скоростями.

При снижении температуры до 900 и тем более до 820 °С сопротивление стали деформации закономерно растет. При этом эффекта динамического разупрочнения не наблюдается. При 900 °С напряжение течения увеличивается до  $\varepsilon = 0,35$  и далее практически не изменяется. При более низкой температуре деформирования 850 °С величина  $\sigma_s$  непрерывно повышалась вплоть до максимально исследованной степени осадки. Приведенные данные позволяют считать, что в основном эксперименте при проведении прокатки со скоростью 1 с<sup>-1</sup> при 900–770 °С процессы динамической рекристаллизации были исключены.

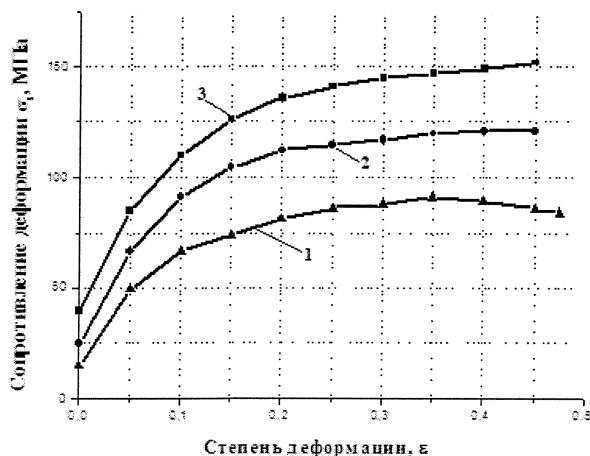


Рис. 1. Кривые упрочнения стали 04Г2Б при 1000 (1), 900 (2) и 850 °С (3)

Характер структуры исследованной стали в основном определяется условиями проведения последеформационного охлаждения, а не температурным режимом прокатки. Охлаждение со скоростью 1 град/с обеспечило образование сравнительно небольшого количества игольчатого бейнита (табл. 1). Он присутствовал в структуре в виде достаточно крупных бейнитных участков, пластинчатое строение которых проявляется лишь в результате образования на границах пластин «островков» мартенситно-аустенитной составляющей (МА). Форма «островков» весьма различна; встречаются выделения глобулярной, треугольной и более сложных форм (рис. 2а). Важно подчеркнуть, что при небольшой скорости охлаждения успевают сформироваться достаточно грубые выделения МА-составляющей (до 4 мкм). Поэтому, несмотря на небольшое число образовавшихся «островков», объемная доля МА-составляющей оказалась достаточно большой. Рентгеноструктурный анализ показал, что в структуре присутствует несколько процентов остаточного аустенита. Кроме крупных участков бейнита в структуре наблюдаются единичные произвольно ориентированные пластинки бейнитной  $\alpha$ -фазы.

Основной структурной составляющей в образцах, охлажденных со скоростью 1 град/с, является полигональный феррит. В структуре достаточно редко встречаются небольшие участки вырожденного перлита и отдельные частицы цементита.

Снижение температуры деформации в исследованном интервале не вносит каких-либо принципиальных изменений в микроструктуру стали, но уменьшает объемную долю бейнита. При этом имеет место снижение не только объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы, но и МА-составляющей (см. табл. 1). В пользу наблюдаемого характера изменения количества бейнита свидетельствует изменение ширины линии  $(220)_\alpha$ . Ширина этой линии тем больше, чем выше плотность дефектов кристаллического строения и микроискажения кристаллической решетки. Продукты промежуточного превращения по сравнению с ферритом имеют как значительно более высокую плотность дислокаций, так и больший уровень микроискажений. Поэтому чем меньше в структуре бейнита и больше феррита, тем меньше должна быть ширина линии  $(220)_\alpha$ .

При снижении температуры деформации происходит закономерное измельчение зерна феррита. На характер выделения вырожденного перлита температурный режим пластической деформации ощутимого влияния не оказал.

Охлаждение со скоростью 50 град/с сопровождается интенсивным развитием бейнитного превращения. Основной структурной составляющей является игольчатый бейнит в виде единичных произвольно ориентированных пластин различной толщины (1–4 мкм) и длины (6–40 мкм), причем форма пластин может быть существенно искажена. Одновременно в структуре присутствует рееч-

Таблица 1

Параметры структуры стали 04Г2Б

Температура деформации, °С	Бейнит, %		Феррит	Перлит, %	$\beta_{(220)\alpha} 10^{-3}$ , рад
	Бейнитная $\alpha$ -фаза	МА	$d_{ср}$ , мкм		
Скорость охлаждения 1 град/с					
900	30	8	5,0	2	18,4
820	15	6	3,9	2	18,2
770	10	5	3,6	2	17,0
Скорость охлаждения 50 град/с					
900	90	9	–	–	21,5
820	80	8	–	–	21,0
770	70	6	–	–	19,7

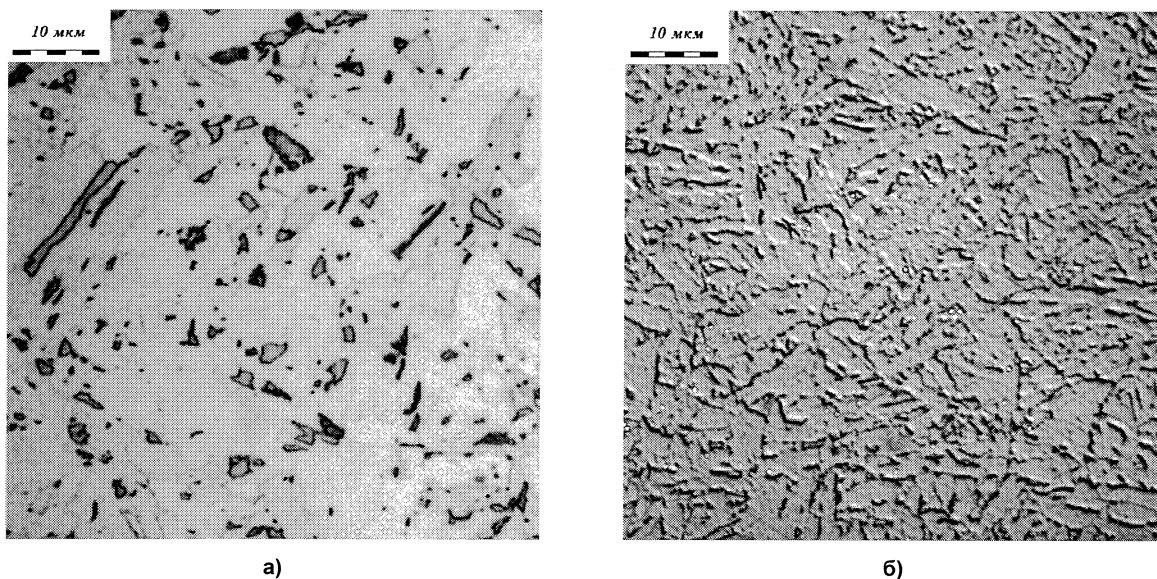


Рис. 2. Микроструктура стали 04Г2Б: а, б – охлаждение 1 и 50 град/с соответственно

ный бейнит, объединенный в пакеты. В быстро охлажденных образцах число образующихся выделений МА-составляющей значительно больше, а их дисперсность значительно выше, чем в случае медленного охлаждения (рис. 2б). При этом объемная доля МА-составляющей после медленного и быстрого охлаждения имеют близкие значения.

Нельзя исключать, что некоторые пакеты с тонкими (толщиной менее 1 мкм) и относительно ровными пластинами являются речечным мартенситом. Однако анализ термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита сталей, близких по составу к исследуемой, позволяет считать, что если мартенсит и образуется, то его объемная доля должна быть незначительной.

В структуре быстро охлажденных образцов присутствует также небольшое количество феррита. В основном он образуется по границам исходных аустенитных зерен, либо в виде цепочек мелких равноосных зерен (размерами 1–4 мкм), либо длинных узких участков шириной до 2–4 мкм (аллотриоморфный феррит). Как и в случае медленного охлаждения в быстро охлажденных образцах

при снижении температуры прокатки объемная доля бейнитной  $\alpha$ -фазы, а также и МА-составляющей уменьшались.

Деформированные образцы, охлажденные со скоростью 1 град/с, в которых присутствует небольшое количество бейнита, имеют относительно невысокий уровень прочности (табл. 2). Снижение температуры прокатки с 900 до 770 °С обеспечило сравнительно небольшой эффект дополнительного упрочнения: предел текучести и прочности возросли на 23 и 13 МПа соответственно, на характеристики пластичности, в том числе и на равномерное удлинение, а также на ударную вязкость  $KCV^{+20}$  варьирование температуры деформации не оказало существенного влияния. В то же время снижение температуры прокатки привело к смещению сериальной кривой ударной вязкости в сторону более низких температур (рис. 3). Одновременно снизилась и температура вязко-хрупкого перехода  $T_{50}$ , определенная по 50 % вязкой составляющей в изломе.

Увеличение скорости охлаждения с 1 до 50 град/с, обеспечивая рост объемной доли бейнита, привело

Температура деформации, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\delta_{рав}$ , %	$\phi$ , %	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	KCV <sup>+20</sup> Дж/см <sup>2</sup>	KCV <sup>-60</sup> Дж/см <sup>2</sup>	T <sub>50</sub> , °С
Скорость охлаждения 1 град/с									
900	466	623	26,2	12,1	82,0	0,74	361	23	-40
820	479	627	25,9	11,7	81,1	0,76	347	17	-30
770	489	636	25,0	12,5	81,0	0,77	346	26	-50
Скорость охлаждения 50 град/с									
900	554	698	21,6	8,6	85,5	0,79	362	365	-75
820	566	703	21,5	8,5	86,7	0,80	364	366	-75
770	594	724	21,1	7,6	85,5	0,82	357	372	< -90

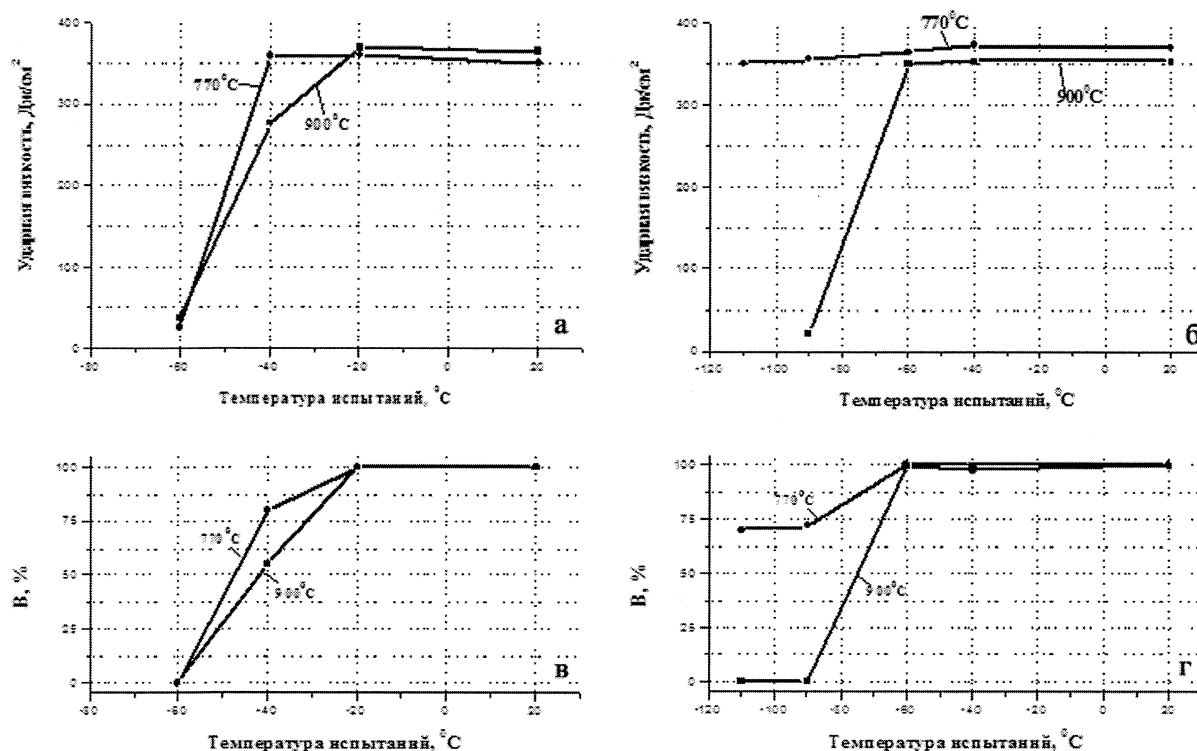


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости KCV (а, б) и доли вязкой составляющей в изломе В (в, г) от температуры испытаний: а, в – охлаждение 1 град/с; б, г – охлаждение 50 град/с

к повышению прочности деформированных образцов. При этом относительное и равномерное удлинение уменьшились, а относительное сужение незначительно возросло. Судя по положению серийных кривых ударной вязкости и T<sub>50</sub> для преимущественно бейнитной структуры характерна высокая вязкость при отрицательных температурах.

При использовании высокой скорости охлаждения эффект дополнительного упрочнения при снижении температуры прокатки с 900 до 770 °С оказался почти в два раза большим, чем при охлаждении с небольшой скоростью: для  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  он равен 40 и 26 МПа соответственно. Изменение температуры деформации практически не сказалось на пластичности и KCV<sup>+20</sup> быстро охлажден-

ных образцов. В то же время T<sub>50</sub> оказалась наиболее низкой после прокатки при 770 °С.

При анализе свойств деформированной стали с феррито-бейнитной структурой следует учитывать, что на их формирование при контролируемой прокатке и последующем охлаждении влияет несколько противоположно действующих факторов. Созданная, в горячедеформированном аустените, субструктура обеспечивает при деформационном превращении увеличение числа центров зарождения феррита и тем самым способствует измельчению зерна этой фазы. Если при охлаждении после горячей деформации протекает бейнитное превращение, то происходит формирование более тонких кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы и наследование ими дислокационной структуры аустенита [5]. С пони-

жением температуры деформации плотность дислокаций в аустените повышается, что должно приводить к большему измельчению продуктов диффузионного и бейнитного превращения. Кроме того, в бейнитной  $\alpha$ -фазе должна возрастать и плотность дислокаций.

Горячая деформация интенсифицирует диффузионное и тормозит бейнитное превращение. В результате этого в горячедеформированной стали при непрерывном охлаждении будет уменьшаться объемная доля бейнита и увеличиваться объемная доля феррита. С понижением температуры деформации ее действие на распад переохлажденного аустенита возрастает [6], в результате чего следует ожидать уменьшение в структуре бейнитной составляющей, что и наблюдается в выше описанном эксперименте. При этом происходит снижение объемной доли как бейнитной  $\alpha$ -фазы, так и МА-составляющей.

Определенный вклад в упрочнение ниобийсодержащей стали вносит выделение карбидов NbC. Наиболее их интенсивное образование происходит непосредственно в процессе деформирования. Максимальная скорость выделения карбидов ниобия наблюдается во время деформирования при 900 °C [4]. В случае деформации при более низких температурах образования карбидной фазы замедляется.

Если большее измельчение ферритных зерен, кристаллов бейнитной  $\alpha$ -фазы и наследование последними более высокой плотности дислокаций обеспечивает рост уровня прочности с понижением температуры прокатки, то уменьшение объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы и МА-составляющей, а также количества выделившихся при деформации карбидов влияют в противоположном направлении.

Чем выше объемная доля бейнита, тем сравнительно небольшие ее изменения должны в меньшей мере влиять на прочностные характеристики. Возможно, что именно с этим связан тот факт, что прирост прочности, обусловленный снижением температуры прокатки, увеличивается с повышением скорости охлаждения.

Как было показано выше, деформация при 770 °C оказала положительное влияние на вязкость стали в области отрицательных температур. Не исключено, что наблюдаемые при уменьшении тем-

пературы прокатки снижение  $T_{50}$  и смещение сериальной кривой ударной вязкости к более низким температурам обусловлено в основном уменьшением объемной доли выделений МА-составляющей и карбидной фазы. В случае медленного охлаждения в том же направлении должно действовать и уменьшение размеров ферритного зерна.

Таким образом, снижение температуры деформации, осуществляемой в аустенитном состоянии, способствует повышению прочностных характеристик низкоуглеродистой стали с феррито-бейнитной структурой и благоприятно сказывается на ее вязкости при отрицательных температурах. При анализе свойств стали следует учитывать, что при снижении температуры прокатки может иметь место уменьшение объемной доли бейнитной  $\alpha$ -фазы, МА-составляющей и возможно карбидов.

#### Литература

1. Пумпянский, Д.А. Методы упрочнения трубных сталей / Д.А. Пумпянский, И.Ю. Пышминцев, В.М. Фарбер // *Сталь*. – 2005. – № 7. – С. 67–74.
2. Контролируемая прокатка / В.И. Погорельский, Д.А. Литвиненко, Ю.И. Матросов, А.В. Иваницкий. – М.: Металлургия, 1979. – 184 с.
3. Установка для исследования сопротивления деформации металлов и сплавов при прокатке / В.Н. Выдрин, А.П. Смолин, В.И. Крайнов и др. // *Сталь*. – 1980. – № 12. – С. 1085–1087.
4. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей / М.Л. Бернштейн, С.В. Добаткин, Л.М. Капуткина, С.Д. Прокошкин. – М.: Металлургия, 1989. – 544 с.
5. Изменение кинетики превращения аустенита и структуры стали 17Г1С под действием деформации / В.М. Хлестов, Г.К. Дорожко, М.С. Подгайский и др. // *Физика металлов и металловедение*. – 1979. – Т. 47. – Вып. 5. – С. 998–1004.
6. Дорожко, Г.К. Влияние деформации на кинетику превращения аустенита, структуру и свойства стали 10ХСНД / Г.К. Дорожко, В.М. Хлестов, К.Н. Соколов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1977. – № 12. – С. 24–28.

Поступила в редакцию 15 апреля 2009 г.

## БЛИЖНЕЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ ЖЕЛЕЗО–МАРГАНЕЦ–УГЛЕРОД

Д.А. Мирзаяев, К.Ю. Окишев, А.С. Созыкина, А.А. Мирзоев

## SHORT-RANGE ORDERING IN IRON–MANGANESE–CARBON SOLID SOLUTIONS

D.A. Mirzayev, K.Yu. Okishev, A.S. Sozykina, A.A. Mirzoev

Рассчитаны равновесные параметры ближнего порядка в аустените сплавов Fe–Mn–C и кинетика их изменения при изотермической выдержке. Проанализировано влияние ближнего упорядочения на свободные энергии аустенита и мартенсита и на положение мартенситной точки.

*Ключевые слова:* сплавы Fe–Mn–C, ближний порядок, кинетика, стабилизация аустенита.

Equilibrium values of short-range order parameters and kinetics of their change on holding at a constant temperature have been calculated for the austenite of Fe–Mn–C alloys. Effect of short-range ordering on free energies of austenite and martensite, and thus on martensitic point, has been analyzed.

*Keywords:* Fe–Mn–C alloys, short-range order, kinetics, stabilization of austenite.

В работе [1] были рассмотрены ближний порядок в сплавах Fe–Cr–C и кинетика упорядочения при изотермической выдержке, а также влияние упорядочения на последующее мартенситное превращение. Было показано, что выдержка над мартенситной точкой  $M_s$  приводит к снижению последней на несколько десятков градусов, что согласуется с имеющимися экспериментальными данными. В данной работе мы попытаемся провести аналогичный анализ для сплавов системы Fe–Mn–C. Как и в [1], в основу расчётов будет положена теория процессов ближнего упорядочения М.А. Штремеля с соавторами [2].

Параметрами ближнего порядка в тройном растворе замещения-внедрения являются величины [2]:

$$p_1 = p_{\text{Mn-Fe}} = \frac{N_{\text{Mn-Fe}}}{z_1 N_{\text{Mn}}}; \quad p_2 = p_{\text{C-o}} = \frac{N_{\text{C-o}}}{z_2 N_2 \theta_{\text{C}}};$$

$$p_3 = p_{\text{C-Mn}} = \frac{N_{\text{C-Mn}}}{z_3 N_2 \theta_{\text{C}}}, \quad (1)$$

где  $N_{\text{Mn-Fe}}$ ,  $N_{\text{C-o}}$  и  $N_{\text{C-Mn}}$  – число пар атом марганца–атом железа, атом углерода–незаполненная октаэдрическая пора и атом углерода–атом марганца;  $N$  и  $N_2$  – общее число узлов в подрешётках замещения и внедрения соответственно;  $z_1$  и  $z_2$  – координационные числа этих подрешёток, а  $z_3$  – число ближайших атомов, окружающих пору. Через  $\theta$  обозначены атомные доли в подрешётке, связанные с обычными атомными долями  $x$  соотношениями  $\theta_i = x_i / (1 - x_c)$ ; очевидно, что

$$\theta_{\text{Fe}} + \theta_{\text{Cr}} = \theta_{\text{C}} + \theta_{\text{o}} = 1.$$

В квазихимическом приближении характери-

стиками межатомных взаимодействий являются  $\varepsilon_1 = 2\varepsilon_{\text{Fe-Mn}} - \varepsilon_{\text{Fe-Fe}} - \varepsilon_{\text{Mn-Mn}}$ ;  $\varepsilon_2 = \varepsilon_{\text{C-C}}$  и  $\varepsilon_3 = \varepsilon_{\text{Mn-C}} - \varepsilon_{\text{Fe-C}}$ . Для сплавов Fe–Mn–C с ГЦК-решёткой  $\varepsilon_1^{\gamma} = -2500 + 1,217T$  [3] и  $\varepsilon_2^{\gamma} = 8484$  [4]; для ОЦК-растворов  $\varepsilon_1^{\alpha} = 5925 - 5,59T$  [5] и  $\varepsilon_2^{\alpha} = -33\,000$  [4], Дж/моль. Энергии  $\varepsilon_1$  и  $\varepsilon_2$  имеют разный знак, как и в системе Fe–Cr–C, причём  $\varepsilon_1^{\alpha}$  меняет его около 1060 К.

Энергия  $\varepsilon_3^{\alpha}$  была оценена в [6] методом измерения термо-э.д.с. и внутреннего трения как  $-0,35$  эВ, то есть  $-33\,770$  Дж/моль. Для  $\gamma$ -твёрдых растворов в работе [7] авторы определяли число атомов железа с различным ближайшим окружением методом ЯГР, а затем методом Монте-Карло находили значения энергий взаимодействия с первыми и вторыми ближайшими соседями, обеспечивающие такое же соотношение чисел пар атомов. Минимальное (по модулю) значение  $\varepsilon_3^{\gamma}$  получилось равным  $-26$  кДж/моль, если температуру «замораживания» ближнего порядка принимать равной 600 К [7].

Равновесные значения параметров порядка  $p_i^0$  равны [2]

$$p_1^0 = \frac{-1 + \sqrt{1 + 4\theta_{\text{Mn}}(1 - \theta_{\text{Mn}})h_1}}{2\theta_{\text{Mn}}h_1}; \quad (2)$$

$$p_2^0 = \frac{-1 + \sqrt{1 + 4\theta_{\text{C}}(1 - \theta_{\text{C}})h_2}}{2\theta_{\text{C}}h_2}; \quad (3)$$

$$p_3^0 = \frac{-(1 + (1 - \theta_{Mn} - \theta_C)h_3)}{2\theta_C h_3} + \frac{\sqrt{(1 + (1 - \theta_{Mn} - \theta_C)h_3)^2 + 4\theta_{Mn}\theta_C h_3}}{2\theta_C h_3}, \quad (4)$$

где  $h_i = \exp(\varepsilon_i/RT) - 1$ . Рассчитанные значения  $p_i^0$  при разных температурах показаны на рис. 1. Характер изменения ближнего порядка аналогичен сплавам Fe–Cr–C [1], что обусловлено одинаковым (по знаку энергий  $\varepsilon_i$ ) характером взаимодействия атомов для этих сплавов: притяжение атомов Fe–Mn (Fe–Cr) в  $\gamma$ -фазе и отталкивание в  $\alpha$ -фазе. Следует отметить, что, поскольку марганец расширяет  $\gamma$ -область железа, то  $\alpha$ -фаза в виде феррита или мартенсита может существовать лишь при относительно низких температурах.

Кинетика установления ближнего порядка в процессе выдержки при некоторой температуре  $T_1$  после резкого переохлаждения от более высокой температуры  $T_0$  описывается выражениями [2]:

$$p_1(T_1, \tau) = p_1^0(T_1) + (p_1^0(T_0) - p_1^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{01}); \quad (5)$$

$$p_2(T_1, \tau) = p_2^0(T_1) + (p_2^0(T_0) - p_2^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{02}); \quad (6)$$

$$p_3(T_1, \tau) = p_3^0(T_1) + (p_3^0(T_0) - p_3^0(T_1)) \cdot \exp(-\tau/\tau_{03}), \quad (7)$$

где  $\tau$  – время выдержки, а  $\tau_{01}$ ,  $\tau_{02}$  и  $\tau_{03}$  – характерные времена упорядочения в различных подсистемах:

$$\tau_{01} = \frac{6\beta_1^2}{\tilde{D}_{Mn}M_1}; \quad \tau_{02} = \frac{6\beta_2^2}{D_C M_2};$$

$$\tau_{03} = \frac{6\beta_2^2}{(z_1/z_3)D_C M_3}; \quad (8)$$

где  $\beta_1$  и  $\beta_2$  – межатомные расстояния в подрешётках замещения и внедрения (для аустенита  $\beta_1 = \beta_2 = 2,58 \cdot 10^{-10}$  м);  $\tilde{D}_{Mn}$  – коэффициент диффузии в подсистеме замещения;  $D_C$  – коэффициент диффузии углерода, а  $M_1$ ,  $M_2$  и  $M_3$  – довольно сложные степенные функции концентраций и энергий взаимодействия, аналитические выражения для которых приведены в [2]. Результаты расчётов временных зависимостей параметров порядка приведены на рис. 2; при этом коэффициенты диффузии в аустените были приняты равными:

$$\tilde{D}_{Mn}^\gamma = (1,24 - 2\theta_{Mn})10^{-5} \times \exp(-(264500 - 75000\theta_{Mn})/RT), \text{ м}^2/\text{с} [8]; \quad (9, \text{а})$$

$$D_C^\gamma = (6 + 700w_C)10^{-6} \times \exp(-133900/RT), \text{ м}^2/\text{с} [9], \quad (9, \text{б})$$

где  $w_C$  – концентрация углерода в массовых долях.

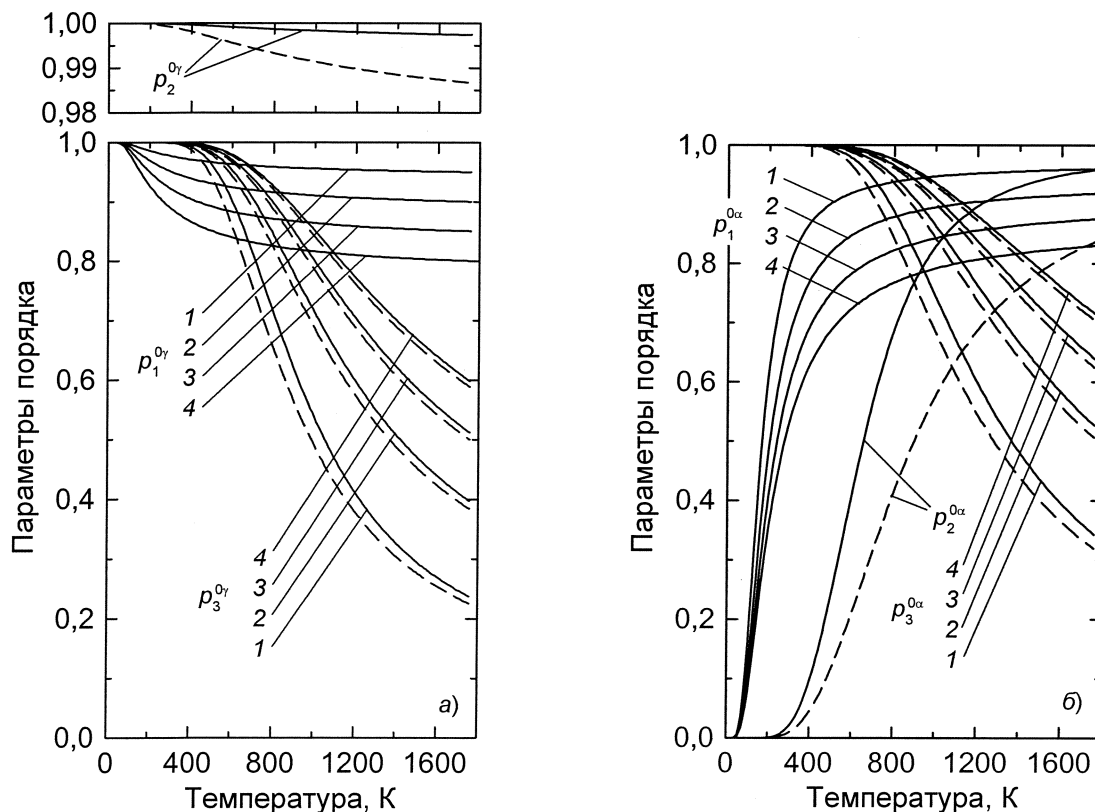


Рис. 1. Температурные зависимости равновесных параметров ближнего порядка для  $\gamma$ - (а) и  $\alpha$ - (б) твёрдых растворов системы железо–марганец–углерод при концентрациях марганца: 1 – 5; 2 – 10; 3 – 15; 4 – 20 мас. %. Сплошные и пунктирные линии – для концентрации углерода 0,1 и 0,5 мас. % соответственно

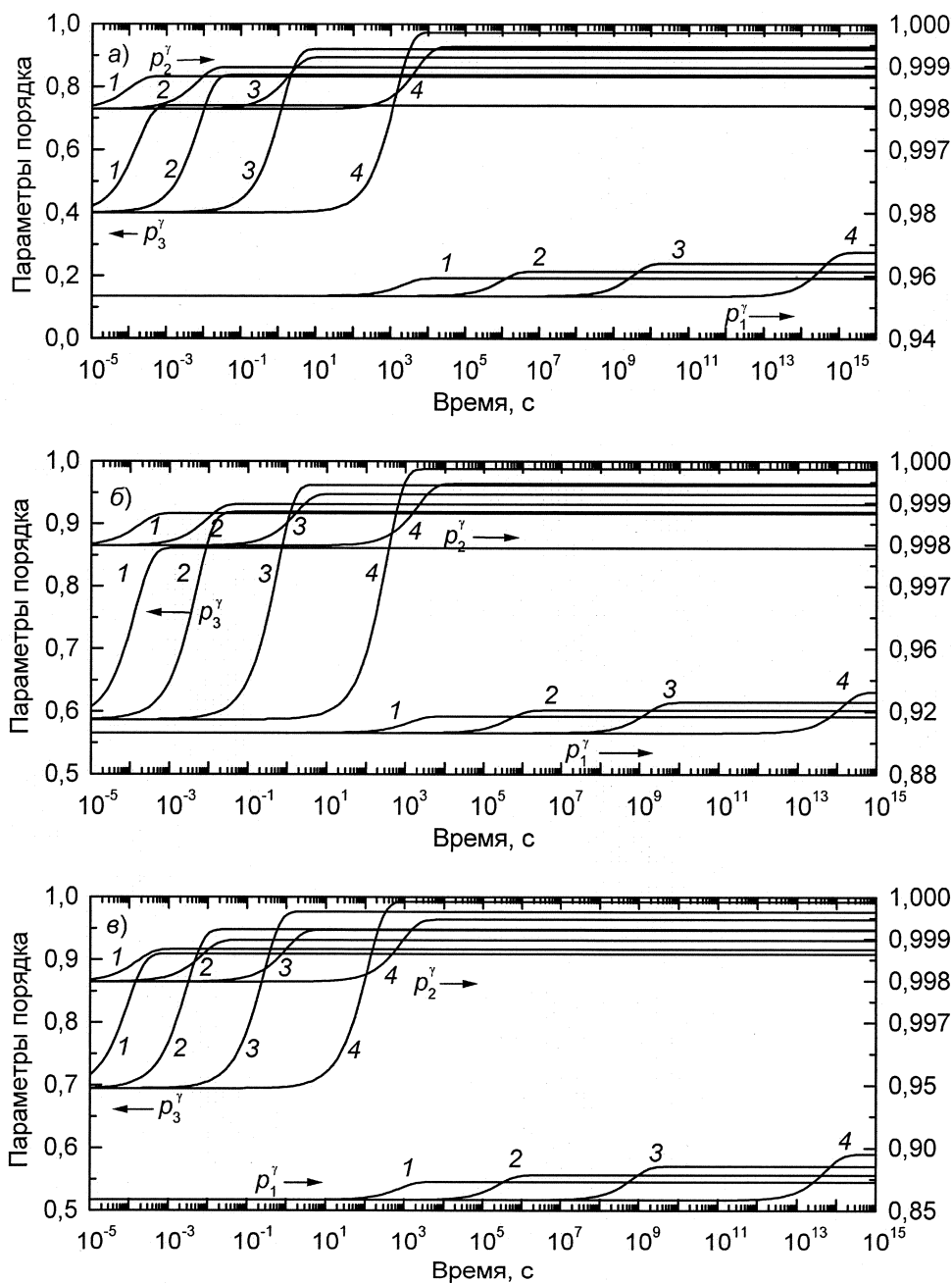


Рис. 2. Кинетика изменения параметров порядка в аустените сплавов железа с 5 (а), 10 (б) и 15 мас. % Mn (в), содержащих 0,1 % С, в процессе выдержки при температурах 773 (1), 673 (2), 573 (3) и 473 К (4)

Установление ближнего порядка приводит к уменьшению свободной энергии аустенита. За время выдержки  $\tau$  это изменение составит

$$\Delta F^\gamma(T_1, \tau) = F^\gamma(T_1, p_1(T_1, \tau), p_2(T_1, \tau), p_3(T_1, \tau)) - F^\gamma(T_1, p_1^0(T_0), p_2^0(T_0), p_3^0(T_0)). \quad (10)$$

Рассчитать зависимость свободной энергии аустенита от параметров ближнего порядка можно методами статистической термодинамики [10]. В итоге получается следующее выражение:

$$F^\gamma(T, p_1, p_2, p_3) = \frac{z_1 \theta_{Cr} \varepsilon_1^\gamma}{2(1 + \theta_C)} p_1 + \frac{z_2 \theta_C \varepsilon_2^\gamma}{2(1 + \theta_C)} p_2 - \frac{z_3 \theta_C \varepsilon_3^\gamma}{1 + \theta_C} (1 - p_3) - RT \cdot (L_1(p_1) + L_2(p_2) + L_3(p_3)); \quad (11)$$

вид функций  $L_i(p_i)$  приведён в [1, 10].

Если после изотермической выдержки при температуре  $T_1$  аустенит охлаждается до мартенситной точки  $M_s$ , то он будет испытывать мартенситное превращение. В силу кооперативного ха-



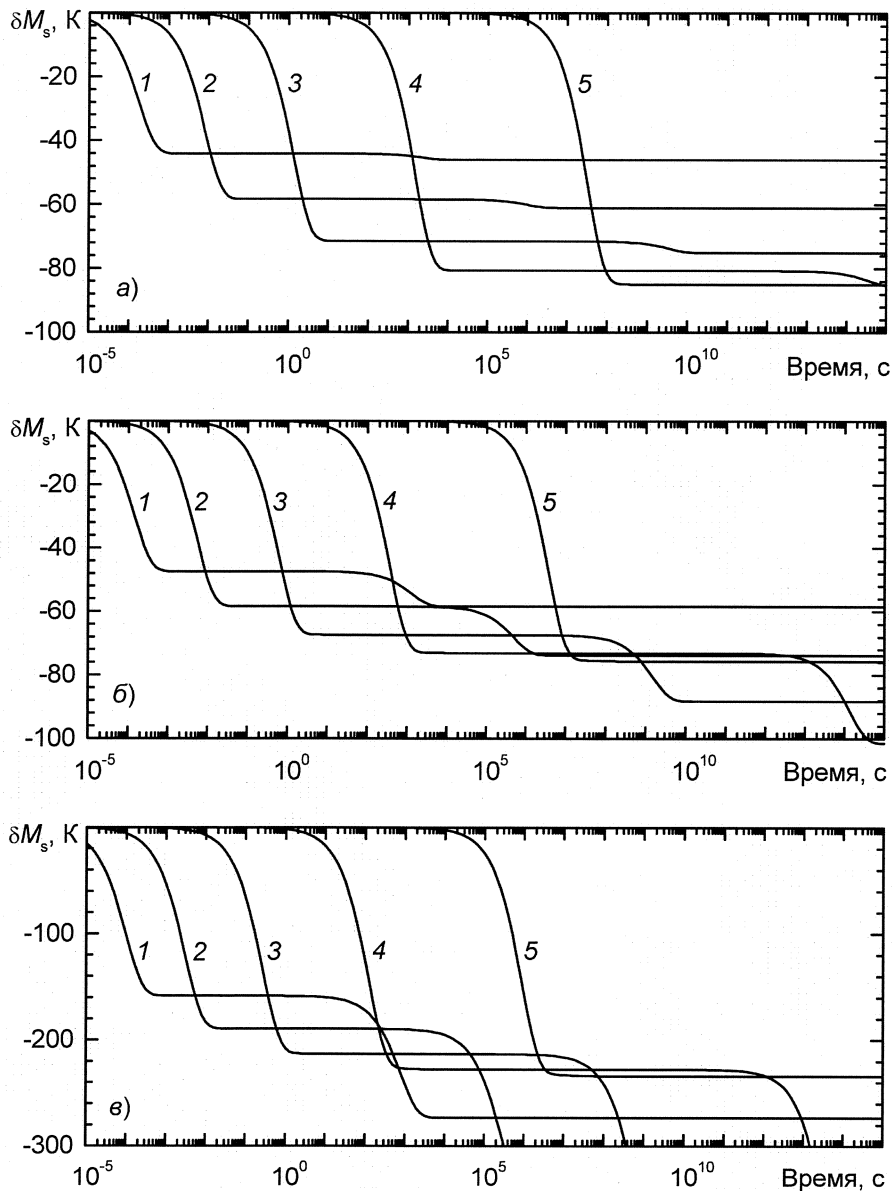


Рис. 3. Изменение мартенситной точки  $\delta M_s$  аустенита сплавов железа с 5 (а), 10 (б) и 15 мас. % Mn (в) в процессе выдержки при температурах 773 (1), 673 (2), 573 (3), 473 (4) и 373 К (5)

рактера мартенситного превращения параметры ближнего порядка для мартенсита сохраняют такие же значения, как и в исходном аустените:

$$p_1^\gamma = p_1^\alpha; \quad p_2^\gamma = p_2^\alpha; \quad p_3^\gamma = p_3^\alpha. \quad (12)$$

Следовательно, установление ближнего порядка в аустените в процессе изотермической выдержки будет изменять свободную энергию обеих фаз.

Положение мартенситной точки определяется той температурой, при которой разность свободных энергий аустенита и мартенсита достигает некоторой критической величины  $\Delta F_s^{\gamma \rightarrow \alpha}$ , практически не зависящей от состава. Поэтому изменение разности свободных энергий фаз, обусловленное упорядочением, на величину

$$\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha} = F^\gamma(M_s, p_1, p_2, p_3) -$$

$$-F^\gamma(M_s, p_1^0, p_2^0, p_3^0) - F^\alpha(M_s, p_1, p_2, p_3) + F^\alpha(M_s, p_1^0, p_2^0, p_3^0) \quad (13)$$

приведёт и к изменению мартенситной точки на величину

$$\delta M_s = \frac{\delta \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}}{\Delta S^{\gamma \rightarrow \alpha}(M_s)}, \quad (14)$$

где  $\Delta S^{\gamma \rightarrow \alpha}$  – разность энтропий  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз.

Результаты расчёта влияния температуры и длительности промежуточной изотермической выдержки на положение мартенситной точки приведены на рис. 3. Видно, что в результате упорядочения мартенситная точка сплавов снижается (происходит стабилизация аустенита). Это снижение происходит в два этапа, первый из которых

обусловлен диффузией углерода, а второй – гораздо более медленной диффузией в подсистеме замещения. Величина смещения  $M_s$  достигает нескольких десятков градусов. Однако в случае выдержки при температурах выше 573 К основное изменение свободных энергий фаз происходит менее чем за 1 с, то есть фактически ещё во время охлаждения. Поэтому реально можно будет наблюдать лишь эффект стабилизации, связанный с диффузией железа и марганца, величина которого не превышает 10...20 К. С другой стороны, уже при 373 К диффузия углерода в аустените замедляется настолько, что для достижения заметного смещения  $M_s$  требуются времена более  $10^5$  с, то есть на практике эффект стабилизации также будет ненаблюдаем. Поэтому влияние углерода на стабилизацию аустенита должно отчётливо проявляться лишь в области температур выдержки от 373 до 573 К.

Работа поддержана грантами РФФИ 07-03-96021, НШ-643.2008.3 и Минобрнауки № НК-102П.

#### Литература

1. Ближнее упорядочение атомов и мартенситное превращение в сталях, легированных хромом / Д.А. Мирзаев, К.Ю. Окишев, А.С. Созыкина, А.А. Мирзоев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2008. – Вып. 11. – № 24. – С. 32–38.
2. Штремель, М.А. Ближний порядок в тройных твёрдых растворах замещения–внедрения / М.А. Штремель, Ю.А. Крупин, Е.Б. Зарецкий // ФММ. – 1978. – Т. 46. – Вып. 5. – С. 984–993.
3. Benz, R. *Thermodynamics of the Fe–Mn–C System from Solid State EMF Measurements* / R. Benz // *Met. Trans.* – 1974. – V. 5. – № 10. – P. 2217–2224.
4. Мирзаев, Д.А. Термодинамика мартенситного превращения в сплавах Fe–C / Д.А. Мирзаев, В.М. Счастливцев, А.Г. Тайзетдинова // ФММ. – 1987. – Т. 63. – Вып. 5. – С. 943–950.
5. Мирзоев, А.А. Расчёт параметров стабильности ГЦК-растворов Fe–Cr с использованием результатов первопринципного моделирования / А.А. Мирзоев, М.М. Ялалов, Д.А. Мирзаев // ФММ. – 2007. – Т. 103, № 1. – С. 86–90.
6. *Mn–C interaction in Fe–C–Mn steels: study by thermoelectric power and internal friction* / V. Massardier, E. Le Patezour, M. Soler, J. Merlin // *Met. and Mat. Trans. A.* – 2005. – V. 36A, № 7. – P. 1745–1755.
7. Oda, K. *Local interactions in carbon–carbon and carbon–M (M: Al, Mn, Ni) atomic pairs in FCC  $\gamma$ -iron* / K. Oda, H. Fujimura, H. Ino // *J. Phys.: Cond. Matter.* – 1994. – V. 6, № 3. – P. 679–692.
8. Нохара, К. Самодиффузия и взаимная диффузия в  $\gamma$ -твёрдом растворе системы Fe–Mn / К. Нохара, К. Хирано // *Нихон киндзоку гаккайси.* – 1973. – Т. 37, № 1. – С. 51–61.
9. Блантер, М.Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М.Е. Блантер. – М.: Металлургиздат, 1962. – 272 с.
10. Мирзаев, Д.А. Влияние ближнего упорядочения на положение мартенситных точек хромистых сталей / Д.А. Мирзаев, А.И. Баев, В.М. Счастливцев // *Известия АН СССР. Металлы.* – 1989. – № 4. – С. 109–113.

Поступила в редакцию 31 августа 2009 г.

## КОМБИНИРОВАННАЯ ОБРАБОТКА ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ

Ю.Д. Корягин, Н.А. Шабурова

## MULTIFUNCTION PROCESSING OF CASTING ALUMINUM ALLOYS IN LIQUID AND SOLID STATE

Yu.D. Koryagin, N.A. Shaburova

Известно, что упрочнение некоторых литейных алюминиевых сплавов (АК7ч, АМ5, ВАЛ14), как и деформируемых алюминиевых сплавов, достигается термомеханической обработкой (ТМО). Эти сплавы могут деформироваться как в холодном, так и в горячем состоянии со степенями деформации до 40 % без образования трещин [1, 2].

Помимо этого, нами были получены положительные результаты влияния электромагнитной импульсной обработки (ЭМИ) расплавов на некоторые свойства и структуру [3].

Представляло интерес выяснить влияние комбинированной обработки, сочетающей воздействие ЭМИ на расплав и ТМО металла на структуру, свойства и процессы старения этих сплавов.

*Ключевые слова:* алюминиевые сплавы, термомеханическая обработка, электромагнитная обработка.

It is known that strengthening of some casting aluminum alloys (AK7ч, AM5, ВАЛ14), as well as wrought aluminum alloys, is reached with thermomechanical treatment (TMT). These alloys can be deformed both in cold and in hot condition with the degree of deformation up to 40 % without crack formation [1, 2].

Besides that, the positive results of influence of the electromagnetic pulsed processing (EMP) of melted metal for some properties and structure were received [3].

The point of the research was to find out the influence of the multifunction processing, combining the influence of EMP on melted metal and TMT of metal on structure, properties and ageing processes of these alloys.

*Keywords:* aluminum alloys, thermomechanical treatment, electromagnetic processing.

Исследование комплексной обработки проводили на сплавах АК7ч и АМ5. Проводилось две плавки: с обработкой и без обработки расплава ЭМИ, после чего они подвергались обычной термической и термомеханической обработкам. Нагрев под закалку образцов сплава АМ5 осуществляли по производственному двухступенчатому режиму с охлаждением заготовок в воде комнатной температуры: нагрев при температуре 535 °С с выдержкой 7 часов, последующее повышение температуры до 545 °С, выдержки при этой температуре 7 часов и закалки в воду, нагретую до 90...95 °С. Нагрев под закалку образцов сплава АК7ч проводили до температуры 535 °С с выдержкой 7 часов. Закалка осуществлялась в воду с температурой 70...90 °С.

Воздействию ЭМИ подвергали расплавы перед разливкой в форму. Пластическая деформация при термомеханической обработке сплавов осуществлялась прокаткой на двухвалковом прокатном стане со скоростью 1 с<sup>-1</sup> в интервале 20...535 °С со степенями 15 и 30 %. Деформация при ВТМО

осуществлялась на заготовках сразу после окончания выдержки при нагреве под закалку. Деформация заготовок проводилась за один проход с немедленным охлаждением в воде с целью фиксации полученного структурного состояния. Недеформированные и деформированные заготовки подвергали старению не позднее, чем через 30 минут после закалки.

### Комбинированная обработка сплава АМ5

Отметим, что в литом состоянии твердость образцов, подвергнутых при плавке воздействию ЭМИ, значительно выше твердости стандартных образцов. Так, для литых стандартных образцов твердость составляет 49 НВ, для обработанного ЭМИ металла – 65 НВ.

После закалки от 505...510 °С в воде обработанные ЭМИ и стандартные образцы имеют практически одинаковые значения твердости – 73 и 75 НВ соответственно.

Влияние ЭМИ на кинетику старения сплава АМ5 при различных температурах отражено на рис. 1. Видно, что низкотемпературное старение

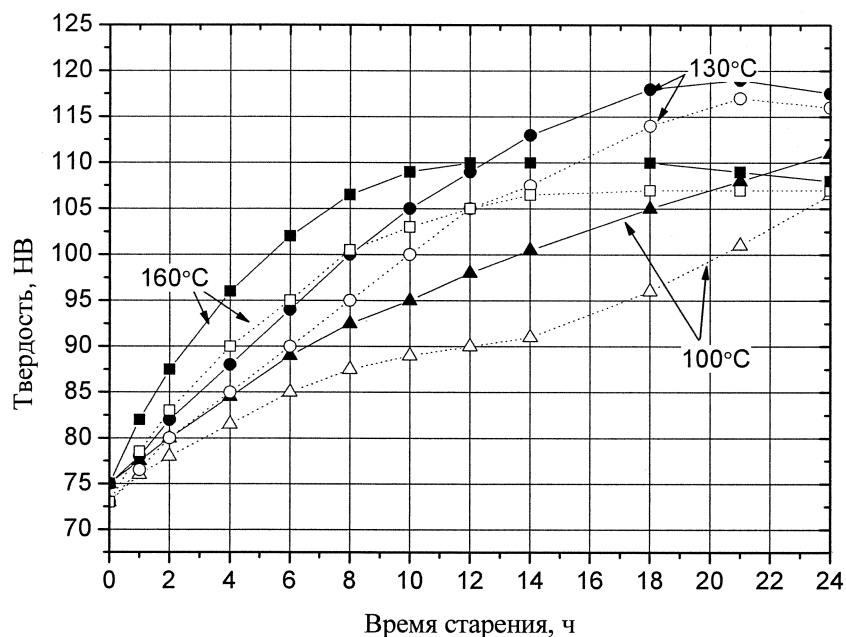


Рис. 1. Зависимость твердости сплава AM5 от температуры старения: — исходный сплав, ..... — обработанный ЭМИ

(100 °C) в обоих случаях не позволило достичь максимума твердости за все время выдержки (см. рис. 1). Однако, если для необработанного ЭМИ образца характерно равномерное повышение твердости, то для образцов, подвергнутых воздействию ЭМИ, наблюдается площадка. Образование площадки при старении обусловлено, по-видимому, либо частичным растворением зон Г.П. и началом образования частиц метастабильных фаз, либо затуханием процесса образования зон при большом инкубационном периоде появления метастабильных фаз.

С повышением температуры старения до 130 °C и 160 °C характер зависимости твердости от времени старения изменяется: на кривых появляются максимумы, связанные с переходом от зонного старения к образованию метастабильных и стабильных выделений. Отметим, что рост температуры старения от 130 до 160 °C сопровождается уменьшением эффекта старения (прироста твердости относительно твердости закаленного образца) и сокращением времени достижения максимума. Причем, предварительная обработка ЭМИ не изменяет общей закономерности процессов старения.

Для изучения кинетики старения проводились измерения удельного электросопротивления образцов сплава AM5. Установлено, что значения электросопротивления гомогенизированных закаленных обработанных и необработанных ЭМИ образцов практически совпадают (0,0615 и 0,0618 мкОм·м соответственно).

Образцы обработанного ЭМИ и необработанного металла подвергали термомеханической обработке. Прокатка при температурах 20 °C и 505...510 °C со степенью 30 % проводилась в два

прохода. Сравнительные данные изменения твердости образцов приведены на рис. 2.

Оценка влияния деформационной обработки на распад пересыщенного твердого раствора при температуре 160 °C как исходного, так и обработанного ЭМИ металла показала, что холодная пластическая деформация интенсифицирует процессы распада пересыщенного твердого раствора. Непосредственно после холодной деформации наблюдается повышение электросопротивления по сравнению с закаленным состоянием как для обработанных ЭМИ, так и исходных образцов. Так, удельное электросопротивление исходных образцов возрастает на 0,0015 мкОм·м и составляет 0,0630 мкОм·м, а для обработанного ЭМИ – 0,0627 мкОм·м. После ВТМО при температуре гомогенизации удельное электросопротивление обоих образцов имеет, по сравнению с закаленным состоянием, более низкие значения.

Пластическая деформация металла в режиме НТМО с деформацией 15 %, предшествующая старению, существенно повышает прочностные свойства (твердость непосредственно после деформации возрастает на 36 НВ для обработанного ЭМИ и необработанного металла). Помимо начального повышения твердости деформация интенсифицирует процессы старения. Максимум твердости необработанного образца (128 НВ) наблюдается через 8 часов старения, а для обработанного ЭМИ образца (125 НВ) – через 10 часов старения. Отметим, что для закаленных образцов максимум твердости достигается через 18 часов старения (см. рис. 2). Через 20 часов выдержки при температуре старения твердости образцов исходных и подвергнутых обработке ЭМИ совпадают.

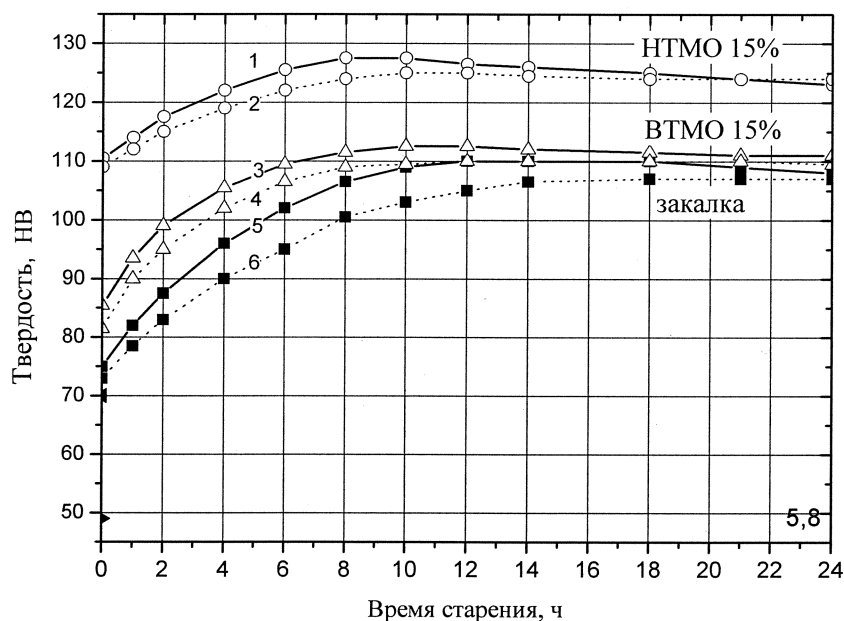


Рис. 2. Влияние длительности старения при 160 °С образцов сплава АМ5 на твердость: — исходный материал; ..... — обработанный ЭМИ

Обработка в режиме ВТМО (пластическая деформация на 15 % при 505...510 °С, предшествующая старению) повышает твердость в меньшей мере, чем НТМО. Вместе с тем, эта обработка незначительно повышая эффект старения, приводит к значительной интенсификации процессов старения.

Изучение микроструктуры литых образцов сплава АМ5 показало, что она представлена следующими фазами:  $\alpha_{Al}$  – твердым раствором и фазой  $Mg_2Si$ , располагающейся в виде светлой фазы по границам зерен. При нагреве под закалку происходит растворение метастабильных фаз, в частности, растворяется вторичная и входящая в состав эвтектики  $CuAl_2$  фаза. После закалки в структуре образцов наблюдается алюминиевая  $\alpha_{Al}$ -фаза и железосодержащая  $N(Al_7Cu_2Fe)$ -фаза. Отличие в микроструктуре исходных и обработанных ЭМИ образцов, заключающееся в том, что выделения эвтектических и метастабильных фаз по границам зерен  $\alpha$ -фазы в обработанном ЭМИ металле более дисперсные.

Для сравнения фазового состава обработанного и необработанного металла проводился фазовый рентгеноструктурный анализ на дифрактометре ДРОН-4У в медном излучении  $Cu-K_{\alpha}$  с длиной волны  $\lambda=1,54178 \text{ \AA}$  и излучении железного анода с длиной волны  $\lambda=1,937228 \text{ \AA}$ . Исследовались образцы сплава  $Al - 4 \text{ мас. \% Cu}$  в литом состоянии, после закалки с 510...515 °С и после закалки и длительного старения при 160 °С. Расшифровка дифрактограмм показала следующее: в закаленных образцах как обработанного, так и необработанного ЭМИ металла есть две фазы:  $\alpha$ -твердый раствор меди в алюминии и  $Al_7Cu_2Fe$ -фаза. В литых и со-

старенных образцах металла помимо указанных фаз обнаруживается фаза  $CuAl_2$ . Таким образом, фазовый состав обработанного и необработанного ЭМИ металла идентичен.

Следует отметить, что при холодной и горячей пластической деформации происходит дробление и коагуляция железосодержащей фазы, искажение формы и вытягивание в направлении деформации зерен  $\alpha$ -фазы.

Таким образом, для сплава АМ5 показано, что комбинированная обработка, включающая воздействие на расплав ЭМИ с последующей ТМО в режимах ВТМО и НТМО, приводит к повышению прочностных свойств металла при старении. Уровень достигаемой прочности у сплава, обработанного ЭМИ, соизмерим с уровнем свойств, получаемых без предварительной обработки расплава, а процессы выделения упрочняющих фаз оказываются замедленными.

#### Комбинированная обработка сплава АК7ч

Следует отметить, что для данного сплава твердость образцов, подвергнутых при плавке воздействию ЭМИ, в литом состоянии значительно выше твердости необработанных образцов. Так, для литых стандартных образцов твердость составляет 51 НВ, для обработанных ЭМИ – 63 НВ. Однако после закалки значения твердости образцов совпадают: 55 и 54 НВ соответственно.

Оценка влияния горячей и холодной деформационной обработки со степенью 30 % на распад пересыщенного твердого раствора обработанного и необработанного ЭМИ сплава проводилась при температуре старения  $180 \pm 5 \text{ } ^\circ\text{C}$ .

При старении в обработанных ЭМИ образцах

достигается несколько больший эффект старения, хоть и за несколько большее время (67 НВ за 2,5 ч и 69 НВ за 3 часа соответственно для исходного и обработанного ЭМИ).

На рис.3 показана зависимость твердости образцов сплава АК7ч от режима обработки и длительности старения.

В процессе выдержки при 180 °С отмечается интенсивный рост твердости необработанного ЭМИ образца, подвергнутого НТМО со степенью деформации 30 %. Максимум твердости 93 НВ, существенно превышающий твердость закаленного образца, наблюдается через 1 час. Повышение твердости облученного образца происходит менее интенсивно и максимум твердости (92НВ) достигается через 2 часа.

При ВТМО прирост твердости при старении как для необработанных, так и для обработанных ЭМИ образцов составляет 9–10 НВ по сравнению с закаленным состоянием.

В целом, для сплава АК7ч можно отметить, что независимо от вида обработки, предшествующей старению, для обработанных ЭМИ образцов характерен меньший прирост твердости после старения по оптимальному режиму (за исключением закаленного состояния).

Металлографические исследования образцов сплава АК7ч показали, что в микроструктуре литых необработанных ЭМИ образцов обнаружены следующие фазы:  $\alpha_{Al}$ -твердый раствор на основе алюминия, неравновесная двойная с компактной формой частиц кремния и тройная эвтектика ( $\alpha_{Al}+Si+Mg_2Si$ ). Помимо этого, примеси железа и

марганца образуют с кремнием включения (Al, Mn, Fe, Si), которые кристаллизуются в иглообразной и компактной форме в эвтектике. Микроструктура обработанных ЭМИ образцов имеет те же фазы. Средние размеры дендритных ячеек необработанных образцов составляют 66 мкм, обработанных 87 мкм.

При нагреве под закалку до 535 °С размеры дендритных ячеек обоих образцов несколько увеличиваются. Что, по всей видимости, следует объяснить частичным растворением неравновесной эвтектики (частицы  $Mg_2Si$  полностью переходят с твердый раствор и обеспечивают упрочнение при последующем старении). Кроме этого, в течение гомогенизирующей выдержки перед закалкой происходит коагуляция частиц кремния эвтектического происхождения и нерастворимой (Al, Mn, Fe, Si)-составляющей.

При холодной пластической деформации происходит дробление и измельчение дендритных ячеек (до 55 и 74 мкм для исходного и обработанного ЭМИ металла, соответственно).

При ВТМО (рис. 4) с деформацией на 30 % размеры дендритных ячеек практически такие же, как и при холодной пластической деформации. Отметим, что и при этой обработке, также происходит дробление частиц эвтектики и выделение упрочняющих фаз в теле дендритов.

В процессе старения наблюдается увеличение количества упрочняющей фазы  $Mg_2Si$ , которая выделяется как в объеме дендритов, так и по границам зерен, объединяясь с частицами алюминийво-кремневой эвтектики.

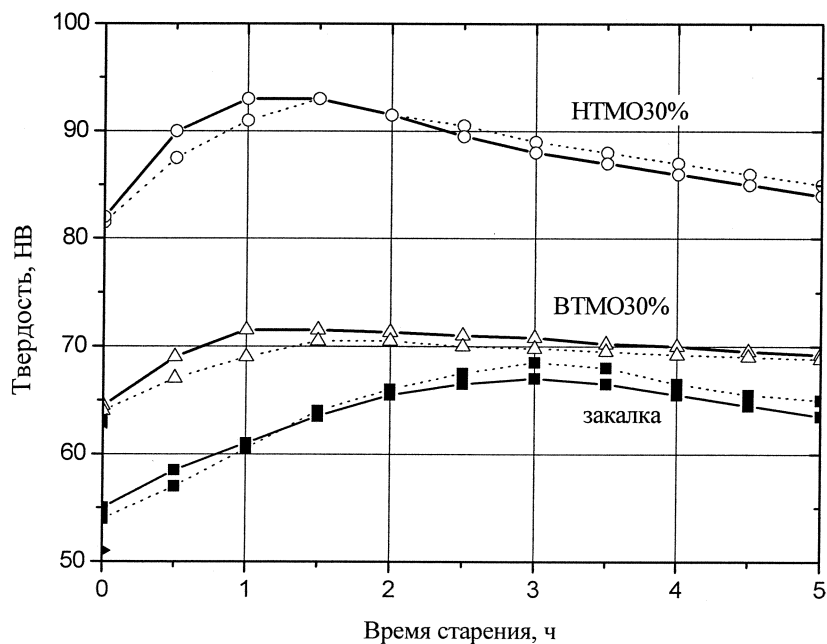


Рис. 3. Зависимость твердости исходного (—) и обработанного ЭМИ (.....) образцов АК7ч от длительности старения и режима предварительной обработки

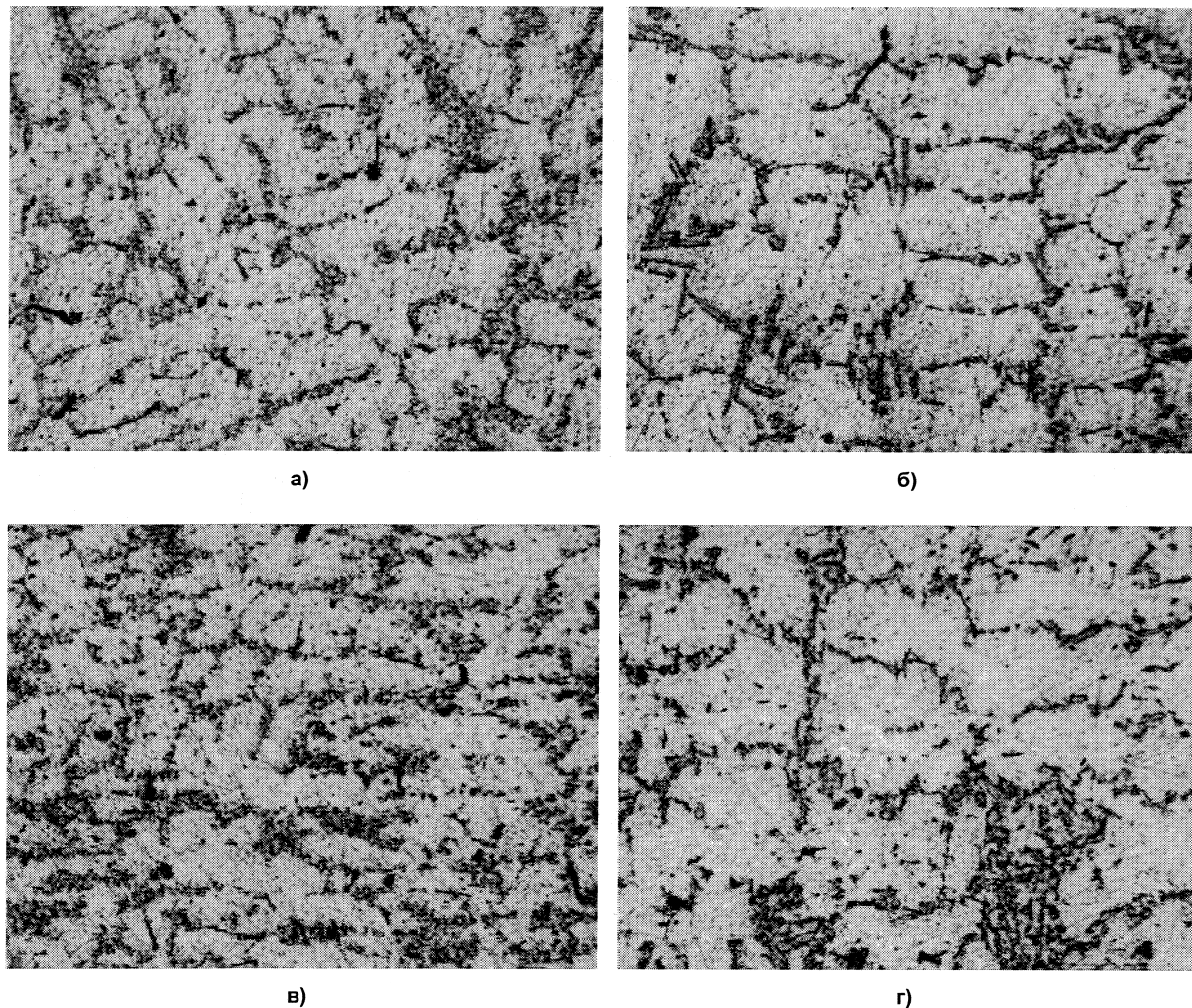


Рис. 4. Микроструктура сплава АК7ч после закалки и старения (а и б) и после горячей деформации на 30 % (в и г),  $\times 100$ : а, в – необработанный ЭМИ металл; б, г – обработанный ЭМИ

Таким образом, по результатам комплексной обработки можно выделить ряд общих закономерностей, характерных для сплавов АМ5, АК7ч.

В обоих случаях в процессе гомогенизирующей выдержки перед закалкой протекают процессы, обеспечивающие устранение различий по твердости исходного и обработанного ЭМИ металла, отмеченной на литых образцах. Суть указанных процессов, по всей видимости, заключается в установлении равновесной для данной температуры нагрева концентрации дефектов кристаллического строения и легирующих элементов в матрице растворителя.

Все это способствует выравниванию свойств исходного и обработанного ЭМИ металла. Поскольку торможение процессов старения отмечено на начальных стадиях, возможной причиной его является существование равновесного и гомогенного твердого раствора.

Таким образом, проведенные исследования показали, что электроимпульсное воздействие на расплавы алюминий-медь и алюминий-кремний несколько повышает прочностные характеристики

в литом состоянии, однако полученный от воздействия ЭМИ эффект нивелируется при последующих термической или термомеханической обработках.

#### Литература

1. Корягин, Ю.Д. *термомеханическое упрочнение литейных алюминиевых сплавов АЛ9* / Ю.Д. Корягин, В.И. Крайнов, В.С. Кропачев // *Известия вузов. Цветная металлургия*. – 1999. – № 2. – С. 34–38.
2. Корягин, Ю.Д. *Структура и свойства литейных алюминиевых сплавов, подвергнуты термомеханическому упрочнению* / Ю.Д. Корягин, Н.А. Сарычева // *Вестник ЮУрГУ, Серия «Металлургия»*. – 2004. – Вып. 4. – № 8(37). – С. 85–87.
3. Шабурова, Н.А. *Формирование структуры и свойств литейных алюминиевых сплавов под влиянием деформационных и электроимпульсных воздействий: дис. ... канд.тех. наук* / Н.А. Шабурова. – Челябинск, 2008. – 176 с.

Поступила в редакцию 2 марта 2009 г.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В МГНОВЕННОМ ОЧАГЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПРОКАТКЕ ТРУБ НА СТАНАХ ХПТ

*В.И. Чурбанов, А.В. Выдрин*

## MODELING THE STRESSED STATE IN THE INSTANT DEFORMATION ZONE DURING ROLLING PIPES ON COLD ROLLING MILLS

*V.I. Churbanov, A.V. Vydrin*

В статье представлена постановка задачи на расчет калибровки технологического инструмента для прокатки труб из труднодеформируемых сталей и сплавов на станах ХПТ. Получены аналитические зависимости для определения энергосиловых параметров в мгновенном очаге деформации, позволяющие рассчитывать технологические режимы и проектировать профилировку рабочего инструмента при изготовлении холоднокатаных труб из труднодеформируемых сталей и сплавов.

*Ключевые слова:* станы ХПТ, калибровка валков, очаг деформации, моделирование, усилие прокатки, труднодеформируемые сплавы.

The article states the problem of calculation the calibration of the technological tool for rolling pipes which are made of hardly-deformed steels and alloys on cold rolling mills. The received analytical dependences for definition of energy-power parameters in the instant deformation zone allow to rate process conditions and to project protapering of the working tool during the manufacturing of cold-rolled pipes made of hardly-deformed steels and alloys.

*Keywords:* cold rolling mills, rolls calibration, deformation zone, modelling, rolling force, hardly-deformed alloys.

В настоящее время существует ряд методик расчета калибровок рабочего инструмента станов ХПТ. Создатели этих методик решали следующие основные задачи: достижение максимальной производительности процесса прокатки, повышение качества труб и снижение износа технологического инструмента при изготовлении труб общего назначения [1]. Повышение качества труб достигалось благодаря использованию калибровок с определенным соотношением длин участков, с определенными параметрами конусности оправки и величинами деформации по диаметру и стенке трубы. Достижению остальных целей служило создание профиля ручья обжимной зоны для создания такого распределения деформации, которое обеспечивало бы минимальное значение средней величины усилия прокатки.

До настоящего времени основным направлением совершенствования калибровок является учет все большего количества факторов процесса прокатки, таких как тепловые и упругие эффекты, утолщение стенки трубы при редуцировании и прочие. При этом, в качестве базовой зависимости при расчете калибровок, а именно среднего вертикального усилия прокатки бралась эмпирическая зависимость Ю.Ф. Шевакина [2].

Имеющиеся методики широко применяются для проектирования процессов прокатки труб массового сортамента, однако корректность их применения при проведении технологических расчетов для осуществления прокатки труб из труднодеформируемых металлов и сплавов может быть ограничена. Основным ограничением при прокатке данного вида труб являются максимальные напряжения в элементе трубы, и значит, калибровка должна обеспечивать минимизацию не средних по ручью усилий прокатки, а максимальных в мгновенном очаге деформации. Кроме того, эмпирическая формула Ю.Ф. Шевакина, полученная при прокатке труб на малых станах ХПТ, может иметь большую погрешность при ее применении для расчетов, применительно к станам больших габаритов, а значит меньшей жесткости.

С учетом сказанного, в работе решалась задача по созданию новой методики расчета усилий прокатки на станах ХПТ, не связанная с проведением дополнительных экспериментальных исследований. Решение данной задачи осуществлялось путем получения зависимости максимальных напряжений в мгновенном очаге деформации, в основе которой лежали бы теоретические соотношения механики сплошных сред. Математическое



моделирование объемного пластического течения металла связано со значительными математическими трудностями, при этом, проведенные эксперименты показали, что максимальные напряжения выявляются в плоскости гребня ручья, следовательно, появляется возможность ограничиться решением плоской задачи. С этой целью, были приняты следующие допущения: материал – несжимаемый, идеально пластичный, деформация – изотермическая, коэффициенты трения на наружной и внутренней поверхности трубы одинаковы.

Прежде всего, необходимо было привести задачу к плоскому виду, для чего математическая модель прокатки трубы была приближена к математической модели прокатки широкой полосы путем проведения отображения декартовой прямоугольной системы координат на цилиндрическую (см. рисунок). Деформирующим инструментом в таком представлении является валок с переменным радиусом рабочей поверхности и неподвижная плита переменной ширины. При определении величины упругого сплющивания валков необходимо было знать вертикальное усилие, действующее на валки, которое является искомой величиной. Кроме того, без расчета величины упругого сплющивания валков невозможно определить длину мгновенного очага деформации  $l_x$ . Эта проблема была решена следующим образом: при определении сплющивания валков усилие прокатки в первом приближении рассчитывается по эмпирической формуле Ю.Ф. Шевакина. В общем случае, для более точных расчетов может быть введена итерационная процедура, когда найденное с помощью введения эмпирической зависимости базовое значение усилия в мгновенном очаге деформации впоследствии уточняется.

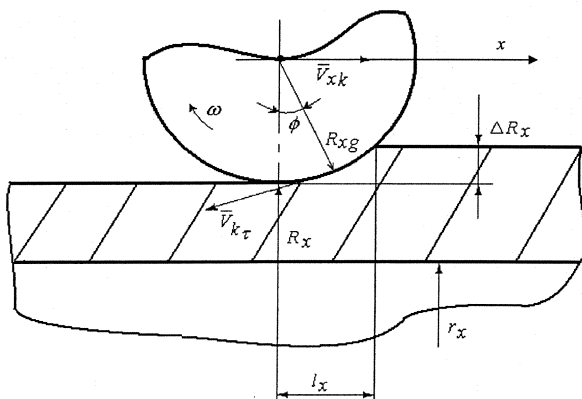


Схема мгновенного очага деформации

Для достоверного описания напряженного состояния в мгновенном очаге деформации потребовалось нахождение критического угла, разделяющего зоны отставания и опережения. Скорость металла в мгновенном очаге деформации была определена с использованием закона постоянства объема из условия равенства осевой скорости по высоте металла.

Металл, вытесняемый валком, движущимся в направлении оси  $x$ , выходит из очага деформации в сечении  $(x + l_x)$  со скоростью  $V_{xl}$ .

Сравним вытесняемые объемы:

$$dx_k \cdot \Delta h_x = dx \cdot (R_{xk} - r_{xk}), \quad (1)$$

где  $dx_k$  – мгновенное перемещение клети по оси  $x$ ;  $dx$  – мгновенная ширина вытесняемого объема в сечении  $(x + l_x)$ ;  $R_{xk}$  – радиус рабочего конуса в сечении, отстоящем от сечения  $x$ , на величину задачи  $m$ , мм.

В выражении (1) величина  $\Delta h_x$  определяется как:

$$\Delta h_x = R_{xk} - R_x, \quad (2)$$

где  $R_x$  – радиус рабочего конуса в сечении  $x$ .

Тогда, величина  $V_{xl}$  определится зависимостью:

$$V_{xl} = \frac{dx}{dt} = \frac{dx_k \cdot \Delta h_x}{dt \cdot (R_{xk} - r_{xk})}. \quad (3)$$

После подстановки (1) в (3) имеем

$$V_{xl} = \frac{V_{xk} \cdot \Delta h_x}{R_{xk} - r_{xl}}. \quad (4)$$

Имеем следующие граничные условия:

$$V_{xm} \Big|_{x=0} = 0, \quad (5)$$

$$V_{xm} \Big|_{x=l_x} = V_{xl},$$

где  $V_{xm}$  – скорость металла в мгновенном очаге деформации;  $x_l$  – координата точки в системе отсчета, ноль которой находится в начале мгновенного очага деформации.

После подстановки граничных условий получим

$$V_{xm} = \frac{V_{xk} \cdot \Delta h_x}{(R_{xk} - r_{xk}) \cdot \frac{x_l}{l_x}}. \quad (6)$$

Проекция скорости металла на поверхность контакта металла с валком запишется:

$$V_{m\tau} = V_{xm} \cdot \cos \phi, \quad (7)$$

где  $\phi$  – угол наклона касательной к поверхности контакта металла с валком.

Тангенциальная составляющая скорости согласно закону сложения скоростей запишется в следующем виде:

$$V_{k\tau} = \omega_x \cdot R_{gx} - V_{kx} \cdot \cos \phi, \quad (8)$$

где  $\omega_x$  – угловая скорость вращения валка;  $R_{gx}$  – расстояние от оси вращения валка до дна ручья;  $V_{kx}$  – скорость движения клети.

Приравняем (7) и (8) и после преобразований получим выражение для поиска критического угла

$$\omega_x \cdot R_{gx} - V_{kx} \cdot \cos \phi = \frac{V_{lx} \cdot R_{gx} \cdot \cos \gamma \cdot \sin \gamma}{l_x}. \quad (9)$$

Толщину металла в сечении, разделяющем зоны опережения и отставания, определим следующим образом:

$$S_g = S_x + R_x \cdot (1 - \cos \gamma). \quad (10)$$

После нахождения кинематических параметров мгновенного очага деформации были построены следующие уравнения равновесия:

$$\sum X: \sum X: \sigma_x \cdot S_x - (\sigma_x + d\sigma_x) \cdot (S_x + dS_x) + p_x \cdot d_x \cdot tg\psi - \tau_1 \cdot dx \pm \tau_2 \cdot dx + N \cdot tg\beta \cdot dx = 0; \quad (11)$$

$$\sum Y: N \cdot dx - P \cdot dx + \tau_1 \cdot tg\psi \cdot dx \pm \tau_2 \cdot tg\psi \cdot dx = 0, \quad (12)$$

где  $\sigma_x$  – горизонтальное напряжение в металле;  $p_x$  – нормальное напряжение на границе контакта металла с валком;  $\tau_2$  – напряжение трения на границе контакта металла с валком;  $\tau_1$  – напряжение трения на границе контакта металла с оправкой;  $N$  – нормальное напряжение на границе контакта металла с оправкой;  $\beta$  – конусность оправки;  $S_x$  – толщина стенки, мм.

Тангенс угла трения запишется следующим образом:

$$tg\psi = \frac{\Delta h_x}{l_x}, \quad (13)$$

где «(+») – для зоны отставания; «(-») – для зоны опережения.

Ввиду малой протяженности мгновенного очага деформации упрочнение в его пределах не учитывалось.

После подстановки преобразований получено следующее выражение для величины удельных усилий:

$$dp_x = \frac{p_x \cdot (1 \pm f + tg(\beta - f)) \cdot (1 \pm f \cdot tg\psi)}{(tg\beta + tg\psi + \sigma'_s) \cdot (1 - f \cdot tg\psi - tg\beta + tg\psi)} \times \frac{dS_x}{S_x}. \quad (14)$$

Определим постоянные для мгновенного очага параметры следующими выражениями:

$$u_1 = \frac{1 + f + (tg\beta - f) \cdot (1 + f \cdot tg\psi)}{1 - f \cdot tg\psi - tg\beta - tg\psi}; \quad (15)$$

$$u_2 = \frac{1 - f + (tg\beta - f) \cdot (1 - f \cdot tg\psi)}{1 - f \cdot tg\psi - tg\beta - tg\psi}. \quad (16)$$

Тогда для зоны отставания выражение (14) примет вид

$$\frac{dp}{(\sigma'_s + u_1 \cdot p_x)} = \frac{dS_x}{S_x}. \quad (17)$$

После подстановки граничных условий в выражение (14) и проведения соответствующих преобразований получим выражения для определения напряжений на границе контакта металла с валком для зоны опережения и отставания соответственно:

$$P_x^{on} = \frac{(S_x^{u_2} \cdot \sigma'_s \cdot (1 + u_2) \cdot \Delta h_x^{u_2} - \sigma'_s)}{u_2}, \quad (18)$$

$$P_x^{om} = \frac{(S_x^{u_1} \cdot S_g^{u_2} \cdot \sigma'_s \cdot (1 + u_2) \cdot \Delta h_x^{u_2} - \sigma'_s)}{u_2} + \sigma'_s \times$$

$$\times \frac{u_1}{S_g^{u_1} - \sigma'_s}. \quad (19)$$

На основе полученных зависимостей (18) и (19) была создана программа, позволяющая рассчитывать энергосиловые параметры процесса холодной прокатки труб, такие как: максимальное напряжение в мгновенном очаге деформации, среднее погонное усилие по мгновенному очагу деформации. Данная программа была использована при расчете калибровки валков для прокатки труб размером 180×3,5 из малопластичной борсодержащей стали ЧС-82 на стане ХПТ-250. Опытная прокатка показала хорошую сходимость данных, которые были получены по предложенной методике, с фактическими.

#### Литература

1. Совершенствование калибровок рабочего инструмента станов холодной прокатки труб / О.А. Семенов, В.Ф. Фролов, Л.Н. Скоробогатская и др. // Ин-т «Черметинформация». Серия «Трубное производство». – 1981. – Вып. 2. – 36 с.
2. Холодная прокатка труб / З.А. Кофф, П.М. Соловейчик, В.А. Алешин, М.И. Гриншпун. – Свердловск: Металлургиздат, 1962. – 431 с.

Поступила в редакцию 31 августа 2009 г.

# Сведения об авторах

**Аникеев Андрей Николаевич**, аспирант, техник кафедры общей металлургии, ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. E-mail: anikeev-ml@mail.ru

**Anikeev Andrey Nikolaevich**, post-graduate student, technician of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. E-mail: anikeev-ml@mail.ru

**Антоненко Владимир Иванович**, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры «Физическая химия» ЮУрГУ. Тел.: (351)2679491.

**Antonenko Vladimir Ivanovich**, associate professor, candidate of engineering science, associate professor of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679491.

**Бигеев Артур Вахитович**, аспирант кафедры «Металлургия черных металлов», Магнитогорский государственный технический университет им. Носова. 455000, Челябинская обл., г. Магнитогорск, пр. Ленина, 38. E-mail: chmdek@magtu.ru

**Bigeev Artur Vakhitovich**, post-graduate student of the Ferrous Metallurgy department, Magnitogorsk State Technical University. 38 prospect Lenina, Magnitogorsk, Chelyabinsk region 455000. E-mail: chmdek@magtu.ru

**Борякова Анна Николаевна**, начальник сектора термической обработки ОАО «РосНИТИ». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30.

**Boryakova Anna Nikolaevna**, head of heat treatment sector of the JSC "RosNITI". 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139.

**Ворона Евгений Андреевич**, аспирант кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665829. E-mail: john@zb-susu.ru

**Vorona Evgeny Andreevich**, post-graduate student of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Telephone: 007(351)3665829. E-mail: john@zb-susu.ru

**Выдрин Александр Владимирович**, профессор, доктор технических наук, профессор кафедры обработки металлов давлением ЮУрГУ. Тел.: (351)2679481.

**Vydrin Alexander Vladimirovich**, professor, doctor of engineering science, professor of the Metal Deformation Process department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679481.

**Гордеев Евгений Николаевич**, старший преподаватель кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. E-mail: sergeev-sv@list.ru

**Gordeev Evgeny Nikolaevich**, senior lecturer of the Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region 456209. E-mail: sergeev-sv@list.ru

**Дементьева Надежда Владимировна**, студент кафедры физического металловедения и физики твердого тела ЮУрГУ.

**Dementyeva Nadezhda Vladimirovna**, student of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University.

**Жихарев Владилен Михайлович**, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры «Физическая химия» ЮУрГУ. Тел.: (351)2679491.

**Zhikharev Vladilen Mikhailovich**, associate professor, candidate of engineering science, associate professor of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679491.

**Кожевников Александр Юрьевич**, менеджер-консультант, ООО «Катав-Ивановский литейно-механический завод». E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

**Kozhevnikov Alexander Yurievich**, Katav-Ivanovsk cast and mechanic plant, Ltd; manager. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

**Корягин Юрий Дмитриевич**, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой металловедения и физики твердого тела ЮУрГУ. Тел. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

**Koryagin Yuriy Dmitrievich**, professor, doctor of engineering science, head of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel. (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

**Крайнов Василий Иванович**, кандидат технических наук, профессор кафедры «Обработка металлов давлением» ЮУрГУ.

## Сведения об авторах

**Краунов Vasilii Ivanovich**, candidate of engineering science, professor of the Metal Deformation Process department, South Ural State University.

**Кулаков Борис Алексеевич**, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой «Литейное производство» ЮУрГУ. Тел.: (351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

**Kulakov Boris Alexeevich**, professor, doctor of engineering science, head of the Foundry department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

**Леонович Борис Иванович**, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст., ул. Тургенева, 16. Тел.: (3513)665829. E-mail: bbiill@mail.ru

**Leonovich Boris Ivanovich**, candidate of engineering science, associate professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel.: 007(3513)665829. E-mail: bbiill@mail.ru

**Мирзаев Джалал Аминулович**, профессор, доктор физико-математических наук, профессор кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела ЮУрГУ. Тел.: (351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru

**Mirzayev Dzhahal Aminulovich**, professor, doctor of physical and mathematical science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679013. E-mail: mirzayev@physmet.susu.ac.ru

**Мирзоев Александр Аминулаевич**, старший научный сотрудник, доктор физико-математических наук, профессор кафедры общей и теоретической физики ЮУрГУ. Адрес для переписки: 454080, г. Челябинск, пр. Ленина, 76, ЮУрГУ. Тел.: (351)2654713. E-mail: mirzoev@physics.susu.ac.ru

**Mirzoev Aleksandr Aminulayevich**, doctor of physical and mathematical science, professor of General and Theoretical Physics department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2654713. E-mail: mirzoev@physics.susu.ac.ru

**Михайлов Геннадий Георгиевич**, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой «Физическая химия» ЮУрГУ. Тел.: (351)2679491.

**Mikhailov Gennady Georgievich**, professor, doctor of engineering science, head of the Physical Chemistry department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679491.

**Окишев Константин Юрьевич**, доцент, кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела ЮУрГУ. Тел.: (351)2679013. E-mail: okishev@physmet.susu.ac.ru

**Okishev Konstantin Yuryevich**, associate professor, candidate of physical and mathematical science, associate professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679013. E-mail: okishev@physmet.susu.ac.ru

**Порсев Михаил Александрович**, аспирант кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665829. E-mail: founder@74.ru

**Porsev Mikhail Alexandrovich**, post-graduate student of the General Metallurgy department, South Ural State University, Zlatoust Branch. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Telephone: 007(351)3665829. E-mail: founder@74.ru

**Потапов Виктор Иванович**, профессор, доктор технических наук, доцент кафедры «Математика и вычислительная техника», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665876. E-mail: adm@zb-susu.ru

**Potapov Victor Ivanovich**, professor, doctor of engineering science, associate professor of the Mathematics and Computer Engineering department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Telephone: 007(351)3665876. E-mail: adm@zb-susu.ru

**Пышминцев Игорь Юрьевич**, доктор технических наук, генеральный директор ОАО «РосНИТИ». 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30.

**Pyshmintsev Igor Yuryevich**, doctor of engineering science, director of JSC "RosNITI". 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139.

**Пятыгин Дмитрий Александрович**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665829. E-mail: dap@zb-susu.ru

**Pyatygina Dmitry Alexandrovich**, candidate of engineering science, associate professor of the General Metallurgy department, South Ural State University, Zlatoust Branch. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Telephone: 007(351)3665829. E-mail: dap@zb-susu.ru

**Смирнов Михаил Анатольевич**, профессор, доктор технических наук, профессор кафедры Физического металловедения и физики твёрдого тела ЮУрГУ. Тел.: (351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

**Smirnov Mikhail Anatolyevich**, professor, doctor of engineering science, professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679013. E-mail: main@physmet.susu.ac.ru

---

**Созыкина Анна Сергеевна**, аспирант кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела ЮУрГУ.

**Sozykina Anna Sergeevna**, post-graduate student of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University.

**Суров Алексей Николаевич**, старший преподаватель кафедры «Общая математика», Южно-Уральский государственный университет. Тел.: 8(351)2679053. E-mail: pmfdek@susu.ac.ru

**Surov Alexey Nikolaevich**, senior lecturer of the General Mathematics department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679053. E-mail: pmfdek@susu.ac.ru

**Трофимов Евгений Алексеевич**, кандидат химических наук, доцент кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: (951)4506642. E-mail: tea7510@rambler.ru

**Trofimov Evgeny Alekseevich**, candidate of chemical science, associate professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel.: 007(951)4506642. E-mail: tea7510@rambler.ru

**Чуманов Валерий Иванович**, профессор, кандидат технических наук, профессор кафедры «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665829. E-mail: maria@zb-susu.ru

**Chumanov Valeriy Ivanovich**, professor, candidate of engineering science, professor of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel.: 007(351)3665829. E-mail: maria@zb-susu.ru

**Чуманов Илья Валерьевич**, профессор, доктор технических наук, заведующий кафедрой «Общая металлургия», ЮУрГУ, филиал в г. Златоусте. 456209, Челябинская обл., г. Златоуст, ул. Тургенева, 16. Тел.: 8(351)3665829. E-mail: chiv71@susu.ac.ru

**Chumanov Iliya Valerievich**, professor, doctor of engineering science, head of the General Metallurgy department, Zlatoust Branch, South Ural State University. 16 Turgenev street, Zlatoust, Chelyabinsk region, Russia 456209. Tel.: 007(351)3665829. E-mail: chiv71@susu.ac.ru

**Чурбанов Валентин Игоревич**, научный сотрудник ОАО «Российский научно-исследовательский институт трубной промышленности», лаборатория волочения и прессования. 454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30. Тел.: (351)7347378.

**Churbanov Valentin Igorevich**, research engineer of the JSC «Russian Research Institute for the Tube and Pipe Industries», laboratory of drawing and pressing. 30 Novorossiyskaya street, Chelyabinsk, Russia 454139. Tel.: 007(351)7347378.

**Шабурова Наталия Александровна**, кандидат технических наук, доцент кафедры физического металловедения и физики твёрдого тела ЮУрГУ.

**Shaburova Nataliya Aleksandrovna**, candidate of engineering science, assistant professor of the Physical Metallurgy and Solid State Physics department, South Ural State University.

**Шашкин Владимир Юрьевич**, кандидат технических наук, доцент кафедры промышленной теплоэнергетики ЮУрГУ. Тел.: (351)2679422, 2679395.

**Shashkin Vladimir Yurievich**, candidate of engineering science, assistant professor of the Industrial Heat Power Engineering department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679422, 2679395.

**Швецов Владимир Иванович**, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейное производство» ЮУрГУ. Тел.: (351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

**Shvetsov Vladimir Ivanovich**, associate professor, candidate of engineering science, associate professor of the Foundry department, South Ural State University. Tel.: 007(351)2679096. E-mail: kul@lit.susu.ac.ru

## **ТРЕБОВАНИЯ К ПУБЛИКАЦИИ МАТЕРИАЛОВ**

1. В редакцию предоставляется печатный вариант статьи и ее электронная версия (документ Microsoft Word), экспертное заключение о возможности опубликования работы в открытой печати, сведения об авторах (Ф.И.О., место работы, ученая степень, звание и должность, контактная информация (телефон, e-mail)).

2. Один автор может опубликовать в одном сборнике не более двух статей.

3. Структура статьи: УДК, название, список авторов, аннотация (не более 500 знаков), список ключевых слов, текст работы, литература (ГОСТ 7.1–2003). На отдельной странице приводятся название, аннотация, список ключевых слов и сведения об авторах на английском языке.

4. Параметры набора. Поля: зеркальные, верхнее – 23, нижнее – 23, левое – 22, правое – 25 мм. Шрифт – Times New Roman, кегль – 14. Отступ красной строки 0,7 см, интервал между абзацами 0 пт, межстрочный интервал – полуторный. Рисунки и схемы должны быть сгруппированы и иметь названия.

5. Адрес редакции научного журнала «Вестник ЮУрГУ» серии «Строительство и архитектура»: Россия, 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76, Южно-Уральский государственный университет, ауд. 316. Тел./факс (351) 267-92-21, ответственному редактору профессору Михайлову Геннадию Георгиевичу, ответственному секретарю Окишеву Константину Юрьевичу.

6. Полную версию правил подготовки рукописей и пример оформления можно загрузить с сайта ЮУрГУ (<http://www.susu.ac.ru>), следуя ссылкам: «Научные исследования», «Издательская деятельность», «Вестник ЮУрГУ», «Серии».

7. Плата с аспирантов за публикацию рукописей не взимается.

### **ВЕСТНИК ЮЖНО-УРАЛЬСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА**

**№ 36(169) 2009**

**Серия  
«МЕТАЛЛУРГИЯ»  
Выпуск 13**

Редактор М.Н. Атауллина  
Компьютерная верстка С.В. Буновой

**Издательский центр Южно-Уральского государственного университета**

---

Подписано в печать 28.09.2009. Формат 60×84 1/8. Печать цифровая.

Усл. печ. л. 7,44. Уч.-изд. л. 7,63. Тираж 500 экз. Заказ 451/489.

---

Отпечатано в типографии Издательского центра ЮУрГУ. 454080, г. Челябинск, пр. им. В.И. Ленина, 76.